



Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 2262A

ANNO: 2017

A P P U N T I

STUDENTE: Sobrero Giovanni

MATERIA: Scienze e Tecnologie dei Materiali - Prof. Spriano

Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.

Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.

Scienza e tecnologia dei materiali/Tecnologia dei materiali metallici

Programma

Il modulo di Scienza e Tecnologia dei Materiali presenta contenuti indispensabili alla formazione dell'Ingegnere, riassumibili nei punti seguenti: Struttura dei materiali cristallini e amorfi; difetti reticolari. Correlazione struttura-comportamento elastico dei materiali. Correlazione struttura-comportamento plastico dei materiali. Correlazione struttura-altre proprietà dei materiali (termiche, elettriche). Modificazione delle proprietà dei materiali: costituenti microstrutturali dei materiali (soluzioni solide, fasi intermedie), diagrammi di stato e trasformazioni (fusione/solidificazione, rafforzamento per precipitazione), evoluzione microstrutturale e conseguenze sulle proprietà. Generalità sulle principali classi di materiali non metallici di interesse ingegneristico (ceramici, polimerici, vetri, compositi), proprietà, applicazioni e tecnologie per la produzione di manufatti. Processo di design di un materiale e relativa selezione dei materiali e processi più appropriati. Cenni ai diagrammi di Ashby.

Il modulo di Tecnologia dei Materiali Metallici si concentra sulle proprietà e i trattamenti termici e meccanici dei metalli, particolarmente importanti nell'industria meccanica in generale ed automobilistica in particolare. Attenzione particolare sarà dedicata ai meccanismi di rafforzamento per soluzione solida, per incrudimento, per bordo di grano e per precipitazione, ai diagrammi di stato interessanti le leghe ferrose e quelle a base di Al, Mg, Cu ed ai relativi trattamenti termici massivi e superficiali. Le proprietà e le caratteristiche di impiego di particolari acciai, delle ghise e delle leghe di Al e Mg per fonderia e per deformazione plastica verranno compiutamente illustrate. Cenni sulla corrosione delle leghe metalliche condurranno ad una analisi generale degli acciai inossidabili e delle leghe di Cu.

Criteri, regole e procedure per l'esame

Per quel che concerne i contenuti del modulo di Scienza e Tecnologia dei Materiali, essi saranno verificati con una prova scritta con domande aperte, esercizi di calcolo ed, eventualmente, domande a risposta multipla, su tutti gli argomenti trattati durante l'insegnamento.

Per quel che concerne i contenuti del modulo di Tecnologia dei Materiali Metallici l'esame è orale; esso potrà essere sostituito in tutto o in parte da una prova scritta con domande aperte o a risposta multipla su tutti gli argomenti trattati durante l'insegnamento.

Scienza e tecnologia dei materiali/Tecnologia dei materiali metallici

Programma

Il modulo di Scienza e Tecnologia dei Materiali presenta contenuti indispensabili alla formazione dell'Ingegnere, riassumibili nei punti seguenti: Struttura dei materiali cristallini e amorfi; difetti reticolari. Correlazione struttura-comportamento elastico dei materiali. Correlazione struttura-comportamento plastico dei materiali. Correlazione struttura-altre proprietà dei materiali (termiche, elettriche). Modificazione delle proprietà dei materiali: costituenti microstrutturali dei materiali (soluzioni solide, fasi intermedie), diagrammi di stato e trasformazioni (fusione/solidificazione, rafforzamento per precipitazione), evoluzione microstrutturale e conseguenze sulle proprietà. Generalità sulle principali classi di materiali non metallici di interesse ingegneristico (ceramici, polimerici, vetri, compositi). Cenni alle principali categorie e loro proprietà. Descrizione delle proprietà dei principali combustibili liquidi e gassosi (benzina, gasolio, metano, GPL) e delle loro proprietà (potere calorifico, temperatura ed aria di combustione, potenziale termico, volume e composizione dei fumi). Cenni sui combustibili solidi di interesse per i processi metallurgici (coke). Descrizione degli inquinanti derivanti dal processo di combustione e dei principali dispositivi/strategie anti-inquinamento attualmente utilizzati: sensore lambda, catalizzatori, filtri, EGR, combustibili alternativi.

Il modulo di Tecnologia dei Materiali Metallici si concentra sulle proprietà e i trattamenti termici e meccanici dei metalli, particolarmente importanti nell'industria meccanica in generale ed automobilistica in particolare. Attenzione particolare sarà dedicata ai meccanismi di rafforzamento per soluzione solida, per incrudimento, per bordo di grano e per precipitazione, ai diagrammi di stato interessanti le leghe ferrose e quelle a base di Al, Mg, Cu ed ai relativi trattamenti termici massivi e superficiali. Le proprietà e le caratteristiche di impiego di particolari acciai, delle ghise e delle leghe di Al e Mg per fonderia e per deformazione plastica verranno compiutamente illustrate. Cenni sulla corrosione delle leghe metalliche condurranno ad una analisi generale degli acciai inossidabili e delle leghe di Cu.

Criteri, regole e procedure per l'esame

Per quel che concerne i contenuti del modulo di Scienza e Tecnologia dei Materiali, essi saranno verificati con una prova scritta con domande aperte, esercizi di calcolo ed, eventualmente, domande a risposta multipla, su tutti gli argomenti trattati durante l'insegnamento.

Per quel che concerne i contenuti del modulo di Tecnologia dei Materiali Metallici l'esame è orale; esso potrà essere sostituito in tutto o in parte da una prova scritta con domande aperte o a risposta multipla su tutti gli argomenti trattati durante l'insegnamento.

SCIENZE E TECNOLOGIE DEI MATERIALI

VIDEOLEZIONI ONLINE : PROFESSSA SILVIA MARIA SPRIANO

CLASSIFICAZIONE DEI MATERIALI

(VIDEOLEZIONE 01)

I MATERIALI POSSONO ESSERE CLASSIFICATI SECONDO:

- ① IL TIPO DI LEGAME CHIMICO
- ② LA STRUTTURA (CRISTALLINA O AMORFA) = DISPOSIZIONE DEGLI ATOMI
- ③ LE APPLICAZIONI

④ CLASSIFICAZIONE IN BASE AL TIPO DI LEGAME CHIMICO

- ④ LEGAME :
- | | | |
|-------------------------------------|-----------------------------|---------------------|
| 1) METALLICO | → METALLI PURI OPPURE LEGHE | → M. METALLICI |
| 2) IONICO | → OSSIDI | → M. CERAMICI |
| 3) COVALENTE | → DIAMANTE | → CERAMICI AVANZATI |
| 4) VAN DER WAALS
(LEGAMI DEBOLI) | → C + H + (C, F, O, ...) | → M. POLIMERICI |

1) METALLI

- SONO COSTITUITI DA ATOMI (ATOMI NEUTRI ≠ IONI)
- SONO DI NORMA ALLO STATO CRISTALLINO (ATOMI DISPOSTI IN MODO ORDINATO)
- VENGONO PREPARATI PER FUSIONE
- SONO SOLIDI A TEMPERATURA AMBIENTE
- DANNO ORIGINE A LEGHE

LEGAME METALLICO (LEGAME PRIMARIO)

GLI ELETTRONI DI VALENZA NON SONO LEGATI AI SINGOLI ATOMI; SI TROVANO IN UN

"MARE DI ELETTRONI" CHE SCHERMA LE CARICHE POSITIVE DEI NUCLEI. (NUCLEI POSITIVI!)

IL LEGAME METALLICO È NON DIREZIONALE: UN ATOMO NON HA UN LEGAME PREFERENZIALE CON UN ALTRO ATOMO (GLI ELETTRONI SI MUOVONO LIBERAMENTE ← ALTA CONDUCEVILITÀ)

LEGAME FORTE CON ELETTRONI NON LOCALIZZATI



PROPRIETÀ DEI METALLI (IN BASE AL TIPO DI LEGAME)

- | | | |
|---|--|--|
| • REATTIVITÀ CHIMICA | → ALTA | HANNO QUESTO TIPO DI RISPOSTA PERCHÉ HANNO LEGAME METALLICO
} DIPENDONO QUINDI DAL TIPO DI LEGAME |
| • RIGIDITÀ | → MEDIO-ALTA | |
| • DUREZZA | → MEDIO-ALTA | |
| • TEMPERATURA DI FUSIONE <small>300 → 1500 [°C]</small> | → MEDIO-ALTA | |
| • DILATAZIONE TERMICA | → MEDIO-ALTA | |
| • CONDUCEVILITÀ | → ELEVATA (ELETTRONI DELOCALIZZATI) | LA FORZA DI LEGAME È LA FORZA CHE LEGA GLI ELETTRONI TRA LORO
} DIPENDONO DALLA ENERGIA DEGLI ELETTRONI
FORZA DI ATTRAZIONE ELETTRONE-NUCLEO |
| • RIFRATTANZA | → ELEVATA (IND. DI RIFRAZIONE ELEVATO) | |
- (↓ SONO UCCIDI)

CONDUCIBILITÀ → BASSA (ELETTRONI LOCALIZZATI)
 RESISTENZA → BASSA (IND. DI RIFRAZIONE BASSO)
 (↓ SONO OPACHI)

} DIPENDE DALL'ENERGIA
TRA ELETTRONI E NUCLEO

ESEMPI DI APPLICAZIONE PER I M. CERAMICI: SENSORI, TRASDUTTORI, GUARNIGIONI, CUSCINETTI, VALVOLE
 (PER LE PROPRIETÀ: ALTA RESISTENZA MECCANICA, STABILITÀ DIMENSIONALE E CHIMICA)

g) LEGAMI SECONDARI → POLIMERI (PLASTICHE)

IL LEGAME SECONDARIO RISULTA DALL'INTERAZIONE DI DIPOLI ATOMICI O MOLECOLARI

È UN LEGAME DEBOLE (10 KJ/mol)

È UN LEGAME FISICO → NON CONVOLGE TRASFERIMENTI DI ELETTRONI

1. DIPOLI TEMPORANEI

(ESTREMAM. DEBOLI
POICHÉ SONO TEMPOR.)
LEGAME DI LONDON

ESEMPIO: GAS INERTI



GLI ELETTRONI
SI MUOVONO TRA

I LEGAMI. CI SARANNO DUNQUE ISTANTI
IN CUI UN ATOMO È LEGG. PIÙ POSITIVO
E UN ALTRO PIÙ NEGATIVO. SI CREA UNA
ATTRAZIONE TEMP. TRA LE MOLECOLE

2. DIPOLI PERMANENTI

(UN PO' PIÙ FORTE)
LEGAME A IDROGENO

ESEMPIO: L'ACQUA



SE A BASSO UTILIZZIAMO LA T, QUESTI SONO I LEGAMI CHE FORMANO
IL GHIACCIO.

IL BILANCIAMENTO DIPENDE DALLA TEMPERATURA
A 100°C L'EC. DELLE MOLECOLE È COSÌ ELEVATA
CHE QUESTI LEGAMI DEBOLI SI ROMPONO E SI FORMANO
CONTINUAMENTE.
A T PIÙ BASSE → EC È PIÙ BASSA, LE MOLECOLE SI
MOVONO DI MENO E QUESTI SONO I LEGAMI CHE TENGONO
L'ACQUA NELLA SUA FORMA LIQUIDA.

NB:

1. POLIMERI: LEGAMI COVALENTI ALL'INTERNO DI UNA MOLECOLE / MACROMOLECOLE
 + LEGAMI DEBOLI TRA MACROMOLECOLE.

NOI CI INTERESSEREMO SOLO DEI LEGAMI DEBOLI DEI POLIMERI POICHÉ LE PROPRIETÀ DEI
POLIMERI, CIOÈ IL MOD. IN CUI UN POLIMERO RISPONDE A UNA SOLLECITAZIONE ESTERNA, È DETERMINATA
DA QUESTI LEGAMI DEBOLI.

A SECONDA DEL TIPO DI POLIMERO SI POSSONO AVERE FORZE INTERMOLECOLARI DI DIVERSA
NATURA E DIVERSA FORZA DI LEGAME.

- POLIMERI COME IL NYLON CHE CONTENGONO GRUPPI -N-H (PARZIALE CARICA POSITIVA)
E GRUPPI -C=O (PARZIALE CARICA NEGATIVA) HANNO LEGAMI IDROGENO PIUTTOSTO FORTI.
⇒ ALTA RESISTENZA MECCANICA E ALTI PUNTI DI FUSIONE (250 °C)

- POLIMERI COME IL POLIETILENE NON HANNO NE' GRUPPI POSITIVI NE' NEGATIVI; HANNO DEBOLI
LEGAMI TRA LE MACROMOLECOLE, COSÌ DEBOLI DA ROMPERSI A TEMPERATURA BASSA.

QUESTI LEGAMI DI WAN DEL WAKS FANNO PARTE DEI LEGAMI NON PERMANENTI COME SE
FOSSERO LE FORZE DI LONDON E QUINDI CI VOULTE ANCORA MENO ENERGIA TERMICA PER ROMPERE
⇒ BASSO PUNTO DI FUSIONE (140 °C)

TEMPERATURA DI FUSIONE = TEMPERATURA A CUI IO DO' SUFFICIENTE ENERGIA AGLI ATOMI PER
ROMPERE I LEGAMI CHE TENGONO UNITO IL SOLIDO.

① CLASSIFICAZIONE IN BASE AL TIPO DI STRUTTURA

STRUTTURA: DISPOSIZIONE DEGLI ATOMI NELLO SPAZIO

- 1) CRISTALLINA → METALLI, CERAMICI, POLIMERI CRISTALLINI (DISPOSIZIONE REGOLARE DEGLI ATOMI)
- 2) AMORFA → VETRI, POLIMERI AMORFI (DISPOSIZIONE DISORDINATA)
- 3) SEMICRISTALLINA → POLIMERI CHE PRESENTANO ZONE CON STRUT. AMORFA/CRIST.

OLTRE AI SEMICRISTALLINI, UN'ALTRA ECCEZIONE È RAPPRESENTATA DA QUEI MATERIALI CHE POSSONO PRESENTARE STRUTTURA CRISTALLINA O AMORFA IN BASE AL TIPO DI LAVORAZIONE, PER ESEMPIO: LA SILICE (SiO_2)

LA SILICE SE VIENE RAFFREDDATA VELOCEMENTE HA UNA STRUTTURA AMORFA

SE INVECE LA SOLIDIFICAZIONE AVVIENE MOLTO LENTAMENTE OTTIENGO IL QUARZO (CRIST.)

STRUTTURA CRISTALLINA (METALLI, CERAMICI)

- TEMPERATURA DI FUSIONE BEN DEFINITA
- MATERIALI NON TRASPARENTI (POLICRISTALLINO)

STRUTTURA AMORFA (VETRI, POLIMERI AMORFI)

- NON C'È TEMPERATURA DI FUSIONE, MA UN RAMMOLLIMENTO PROGRESSIVO ALL'AUM. DI T
- MATERIALI TRASPARENTI

② CLASSIFICAZIONE IN BASE AL TIPO DI APPLICAZIONE

CI SONO DUE GRANDI CLASSI

- 1) STRUTTORALI → UTILIZZATI PER SOSTENERE UN CARICO (MET, LEGHE, CERAMICI, POLIMERI)
- 2) FUNZIONALI → UTILIZZATI PER OGNI ALTRA APPLICAZIONE (M. ELETTRICI, MAGNETICI)

(STRUTTURA SEMICRISTALLINA: OLTRE CHE ALCUNI POLIMERI ANCHE I VETRO CERAMICI)

LE PROPRIETÀ ELASTICHE DEI MATERIALI

L'APPLICAZIONE DI UNA FORZA A UNA STRUTTURA CREA UNO STATO DI SOLLECITAZIONE CHE DETERMINA UNA DEFORMAZIONE.

SI DEFINISCE SFORZO O TENSIONE σ IL RAPPORTO TRA LA FORZA F E LA SUPERFICIE A

$$\sigma = \frac{F}{A} = \left[\frac{N}{m^2} \right] = [Pa]$$

STATI DI SOLLECITAZIONE: TRAZIONE/COMPRESSIONE (LUNGO UN UNICO ASSE) OPPURE TORSIONE/TAGLIO (DUE ASSI)

A UN CARICO CORRISPONDE UNA DEFORMAZIONE

- IN CASO DI TRAZIONE/COMPRESSIONE: $\epsilon = \frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} = \frac{\Delta \rho}{\rho_0}$ (E' UN NUMERO, NON HA U. DI MISURA)

- IN CASO DI TAGLIO: $\gamma = \frac{d}{b} = \tan \theta$



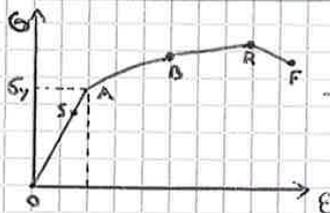
PROVA DI TRAZIONE

NORMALMENTE SONO PROVE DISTRUTTIVE. (PROVINO A OSSO DI CAPE)

LE PROVE PIÙ COMUNI SONO: - INCREMENTO COSTANTE DELLA FORZA [N/S]

- VELOCITÀ DI DEFORMAZIONE COSTANTE [mm/s]

GRAFICO SFORZO-DEFORMAZIONE



σ_y CARICO DI SNERVAMENTO

R SFORZO MASSIMO DI TRAZIONE

→ OA DEF. ELASTICA

F PUNTO DI FRATTURA DUTILE

ABR DEF. PLASTICA

S PUNTO DI FRATTURA FRAGILE

A NOI, MOMENTANEAMENTE, INTERESSA LA DEF. ELASTICA

SI E' NELLA FASE ELASTICA QUANDO: RIMOSSA LA FORZA IL MATERIALE RITORNA ALLE DIMENSIONI INIZIALI.

TUTTI I MATERIALI ALLO STATO SOLIDO PRESENTANO UN CAMPO DI DEFORMAZIONI CENRO

IL QUALE HANNO COMPORTAMENTO ELASTICO LINEARE, DESCRITTO DALLA

LEGGE DI HOOKE:

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

(CASO DI TRAZIONE/COMPRESSIONE)

E = MODULO DI YOUNG

E ALTO \Rightarrow PICCOLA DEFORMAZIONE

(NB): PIÙ E' ALTO E \rightarrow PIÙ E' ALTA LA RIGIDEZZA \Rightarrow MENO E' ELASTICO IL MATERIALE

IL DIAMANTE HA UN ALTISSIMO E \rightarrow MOLTO RIGIDO \Leftrightarrow MOLTO POCO ELASTICO

$$\tau = G \cdot \gamma$$

(CASO DI TAGLIO)

G = MODULO DI TAGLIO

$$P = K \cdot \frac{\Delta V}{V_0}$$

(PRESSIONE IDROSTATICA)

$$\frac{\Delta V}{V_0} = -\frac{1}{E} \Delta P$$

K = MODULO DI ELASTICITÀ CUBICA

PROPRIETÀ MECCANICHE DEI COMPOSITI

(VIDEOLEZIONE 03)

COME STABILISCO E DI UN COMPOSITO?

REGOLA DELLE MISCELE: IL MODULO È UNA MEDIA, PESATA RISPETTO AI RAPPORTI IN VOLUME, DEI MODULI DEI COMPONENTI.

ES.1 COMPOSITO 50% VOL FIBRE DI C + 50% VOL MATRICE POLIMERICA

(FIBRE DI CARBONIO: $E = 200 \text{ GPa}$
I POLIMERI: $E \approx 0,6 \text{ GPa}$)

⇒ COMPOSITO: $E \approx (200 \cdot 0,5 + 0,6 \cdot 0,5) \approx 100 \text{ GPa}$

ES.2 COMPOSITO 30% VOL FIBRE DI C + 70% VOL MATRICE POLIMERICA

⇒ COMPOSITO: $E \approx (200 \cdot 0,3 + 0,6 \cdot 0,7) \approx 60 \text{ GPa}$

MODULO ELASTICO E TEMPERATURA

IL MODULO E DIPENDE DALLA T

NB:

ALL'AUMENTARE DELLA TEMPERATURA LE OSCILLAZIONI TRA GLI ATOMI SONO PIÙ FREQUENTI, LA LUNGHEZZA MEDIA DEI LEGAMI SI ALLUNGA E LA FORZA DEL LEGAME DIMINUISCE.

→ IL MODULO ELASTICO DIMINUISCE

CONSIDERAZIONE: IL MODULO ELASTICO DI UN MATERIALE DIPENDE DALLA FORZA DI LEGAME, NON DAL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI E NON CAMBIA PER PICCOLE QUANTITÀ DI SOLUTO, MENTRE IL CARICO DI SNERVAMENTO SÌ, (LE DISLOCAZIONI GENERANO NIENTE CON LE F. ELASTICHE)

GLI ACCIAI

IL MODULO ELASTICO DI TUTTI GLI ACCIAI È UNA COSTANTE: ($E = 210 \text{ GPa}$). ESSO È DETERMINATO DALLA FORZA DI LEGAME FRA DUE ATOMI DI Fe.

SE VENGONO AGGIUNTI ELEMENTI IN LEGA IN MASSA QUANTITÀ, LA FORZA "MEDIA" DEI LEGAMI PRESENTI NON CAMBIA.

CAMBIANDO COMPOSIZIONE E APPLICANDO DIVERSI TRATTAMENTI TERMICI CAMBIA IL LIMITE ELASTICO (CARICO DI SNERVAMENTO) E NON IL MODULO!

SOLO SE AGGIUNGO ELEMENTI IN LEGA IN FORTE QUANTITÀ IL MODULO ELASTICO DELL'ACCIAIO CAMBIA LEGGERAMENTE (190-230 GPa) PERCHÉ CAMBIA LA FORZA MEDIA DI LEGAME PRESENTE NEL MATERIALE.

CONSIDERAZIONE: IL COMPORTAMENTO ELASTICO VALE FINO AL LIMITE DI LINEARITÀ? COSA SUCCEDDE OLTRE IL LIMITE DI LINEARITÀ?

IL COEFFICIENTE DI POISSON

$$\nu = - \frac{E_{\text{LAT}}}{E_{\text{ASS}}}$$

SE LA DEFORMAZIONE AVVENISSE A VOLUME COSTANTE IL VALORE DI ν DOVREBBE ESSERE 0,5.

IL SEGNO MENO (-) SERVE A RENDERE POSITIVO IL VALORE DEL COEFFICIENTE.

IN TUTTI I MATERIALI SI OSSERVA UN AUMENTO DI VOLUME DURANTE LA TRAZIONE.

CERAMICI: $0,17 \leq \nu \leq 0,27$

METALLI: $\nu \approx 0,33$

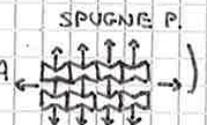
POLIMERI: $0,33 \leq \nu \leq 0,5$

CASI PARTICOLARI

$\nu = 0$: ALLUNGAMENTO SENZA STRIZIONE LATERALE CON NOTEVOLE ESPANSIONE DURANTE APPLICAZIONE DEL CARICO DI TRAZIONE E CONTRAZIONE IN COMPRESSIONE (SUGHERO)

$\nu = -1$: MATERIALI AUXETICI: ESPANSIONE LATERALE DURANTE L'APPLICAZIONE DEL CARICO DI TRAZIONE (SPUGNE POLIMERICHE AUXETICHE)

(NON SOLO PER LE PROPRIETÀ DEL MATERIALE MA ANCHE PER LA FORMA)



CON L'AUMENTARE DELLA TEMPERATURA AUMENTA LA CONCENTRAZIONE DI VACANZE
LE VACANZE SONO DEFETTI DI EQUILIBRIO: PER UN CERTO MATERIALE, A UNA CERTA TEMPERATURA, ESISTE UNA DENSITA' DI VACANZE CHE RENDE MINIMA L'ENERGIA DEL RETICOLO CRISTALLINO (A QUELLA TEMPERATURA)

QUINDI SONO DEFETTI CHE DIVENTANO IMPORTANTI AD ALTA TEMPERATURA.

CRISTALLI IN CONDIZIONI VICINE ALL'EQUILIBRIO

Dopo processo di ricottura isoterma ad alta T e un raffreddamento lento
la concentrazione di vacanze e' quella prevista dalla legge di Arrhenius
condizioni non di equilibrio

TEMPRA, IRRADIAZIONE CON RAGGI γ O NEUTRONI

LA CONCENTRAZIONE DI VACANZE E' MAGGIORE DI QUANTO PREVISTO DALLA
LEGGE DI ARRHENIUS.

LE VACANZE SONO IMPORTANTI PERCHE' :

→ PERMETTONO IL MOVIMENTO DEGLI ATOMI DA UN NODO RETICOLARE A UN ALTRO (DIFFUSIONE)

SONO FENOMENI CHE AVVENGONO AD ALTA T PERCHE' AD ALTA T GLI ATOMI HANNO
SUFFICIENTE ENERGIA PER SUPERARE LA BARRIERA DI POTENZIALE CHE DEVONO SUPERARE
PER POTERSI MUOVERE E PERCHE' AD ALTA T E' FACILE CHE ABBIANO UNA VACANZA
VICINA, OVVERO UN POSTO DOVE ANDARSI A MENTRE.

(↓ APPROFONDIAMO PIU' AVANTI)

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

ESPRIME LA MOBILITA' CHE HANNO LE SPECIE CHIMICHE
IN RELAZIONE ALLA TEMPERATURA.

TRE STRUTTURE PRINCIPALI NEI METALLI

- 1. CUBICA A FACCE CENTRATE (CFC o FCC)
- 2. CUBICA A CORPO CENTRATO (CCC o BCC)
- 3. ESAGONALE COMPATA (ESC o HCP)



FACCE ESAG. = CENTRATE
FACCE CUBIC. = CENTR. ACCENTR.

MATERIALI MONOCRISTALLINI

SONO MATERIALI A CRISTALLO SINGOLO; GLI ATOMI SONO PERFETTAMENTE ORDINATI SECONDO UNA RIPETIZIONE PERIODICA PER TUTTO IL SOLIDO SENZA INTERRUZIONE.

LE CELLE CRISTALLINE SONO TUTTE ORIENTATE ALLO STESSO MODO PER FORMARE UN MONOCRISTALLO (OGGETTO MACROSCOPICO)

MATERIALI POLICRISTALLINI

IN GENERALE, I MATERIALI CRISTALLINI SONO POLICRISTALLINI, OVVERO COSTITUITI DA UN AGGREGATO DI MOLTI PICCOLI CRISTALLI O GRANI.

GRANO = PORZIONE DI MATERIALE DATA DALLA RIPETIZIONE REGOLARE NELLO SPAZIO DI UNA CELLA UNITARIA E LA DIFFERENZA TRA UN GRANO E L'ALTRO SIA NELL'ORIENTAZIONE NELLO SPAZIO DELLA CELLA UNITARIA OPPURE DIFFERISCONO PER IL TIPO DI CELLA UNITARIA. VI E' UNA DISCONTINUITA' NELLE REGIONI DI CONFINI TRA UN GRANO E L'ALTRO -> TALI ZONE SONO DENOMINATE: BORDI DI GRANO

I BORDI DI GRANO SONO ZONE DISCONTINUE DOVE NON SI INDIVIDUA UN ORDINE PRECISO

SPAZI VUOTI - INTERSTIZI

GLI ATOMI NON OCCUPANO TUTTO IL VOLUME NELLE CELLE UNITARIE: RESTANO QUINDI DEGLI SPAZI LIBERI (VOLUME LIBERO)

POSSONO ESSERE DI DUE TIPI:

- TETRAEDRICI
- OTTAEDRICI

PERCHE' SONO IMPORTANTI?

NEI METALLI: SI FORMANO LE LEGHE PROPRIO GRAZIE A QUESTI SPAZI VUOTI. GLI INTERSTIZI POSSONO SERVIRE ALLA LOCALIZIONE DI ATOMI DIVERSI DI PICCOLO DIAMETRO (SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI) O PER PERMETTERE L'ARRANGIAMENTO RECIPROCO TRA ATOMI DI CARATTERI DIVERSE (SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI)

NEI CERAMICI: I SITI INTERSTIZIALI VENGONO OCCUPATI DA PICCOLI IONI. DALLA DIVERSA POSIZIONE DEGLI IONI ALL'INTERNO DEGLI SPAZI INTERSTIZIALI DERIVANO IMPORTANTI STRUTTURE (CORINDONE, FLUORITE)

RIAPRENDIAMO IL DISCORSO SUI DEFETTI RETICOLARI NEI CRISTALLI. ERAVAMO RIMASTI ALLE VACANZE (DEFETTI PUNTUALI)

I DEFETTI INTERSTIZIALI E SOSTITUZIONALI

SONO IMPORTANTI PERCHÉ PERMETTONO LA FORMAZIONE DI SOLUZIONI SOLIDE

SOLUZIONE SOLIDA; DOBBIAMO INDIVIDUARLE:

SOLVENTE: COMPONENTE PRESENTE IN MAGGIOR QUANTITÀ.

SOLUTO: L'ELEMENTO PRESENTE IN CONCENTRAZIONE MINORE.

→ SI FORMA UNA SOLUZIONE SOLIDA QUANDO, PER AGGIUNTA DI ATOMI DEL SOLUTO NEL SOLVENTE:

- VIENE MANTENUTA LA STRUTTURA CRISTALLINA DEL SOLVENTE.

- LA COMPOSIZIONE È OMOGENEA: GLI ATOMI DI IMPUREZZA ^(/DISOLTO) SONO DISPERSI UNIFORMEMENTE.

LA SOSTITUZIONE DI UN ATOMO CON UN ALTRO DI CHARGE NEGATIVA E DIMENSIONI SIMILI

È UNA CONDIZIONE FAVOREVOLE PER LA FORMAZIONE DI SOLUZIONE SOLIDE (LEGHE METALLICHE)

SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI

GLI ATOMI DI IMPUREZZA / DI SOLUTO RIEMPIONO I VUOTI / INTERSTIZI PRESENTI TRA GLI ATOMI OSPITANTI.

ATOMO COSTITUTIVO DEL CRISTALLO → AUTO-INTERSTIZIALE (EVENTO RARO)

→ ELEMENTO ESTRANEO (IMPURITÀ) → ETERO-INTERSTIZIALE

RETICOLI METALLICI: ELEMENTO ETERO-INTERSTIZIALE = H, C, N, O (PIUTTOSTO PICCOLI)

OSSIDI: IONI METALLICI DI PICCOLE DIMENSIONI

NB: L'INTRODUZIONE DI UN ATOMO INTERSTIZIALE CAUSA NEL CRISTALLO UNO STRESS

È UNA PERTURBAZIONE (GLI ATOMI NELL'INTORNO DELL'ATOMO INTERSTIZIALE SONO SPOSTATI DALLE LORO POSIZIONI DI EQUILIBRIO). IL RETICOLO È TENSIONATO ANCHE IN ASSENZA DI FORZE ESTERNE.

IL CRISTALLO PUÒ SOPPORTARE SOLO UNA QUANTITÀ LIMITATA DI STRESS INTERNO E DISTORSIONE.

LE SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI NON POSSONO ESSERE OTTENUTE PER TUTTE LE COMPOSIZIONI C'È UN LIMITE DI SOLUBILITÀ DELL'ATOMO INTERSTIZIALE IN CIASCUN RETICOLO E QUESTO LIMITE È CORRELATO AL LIVELLO MASSIMO DI STRESS CHE PUÒ ESSERE ACCETTATO DAL CRISTALLO.

SE L'ATOMO INTERSTIZIALE È AGGIUNTO IN UNA QUANTITÀ INFERIORE AL LIMITE DI SOLUBILITÀ, SI FORMA UNA SOLUZIONE SOLIDA INTERSTIZIALE.

SE L'ATOMO INTERSTIZIALE È AGGIUNTO IN QUANTITÀ SUPERIORE AL LIMITE DI SOLUBILITÀ, SI FORMANO:

UNA SOLUZIONE SOLIDA INTERSTIZIALE + UNA SECONDA FASE (SECONDO CRISTALLO) CON DIFFERENTE STRUTTURA CRISTALLINA.

RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA

SI INCREMENTA LA RESISTENZA DI UN METALLO INSERENDO IN LEGA ELEMENTI CON UN RAGGIO ATOMICO DIVERSO (PIÙ GRANDE O PIÙ PICCOLO) DAL METALLO BASE. IL RETICOLO RISULTA DISTORTO E PRESENTA DEI CAMPI TENSIONALI (FORZE CHE TENDONO A RIPORTARE GLI ATOMI IN POSIZIONE DI EQUILIBRIO) CHE SI OPPONGONO ALLA DEFORMAZIONE PLASTICA (OSSIA SI OPPONGONO AL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI): INCREMENTO DEL CARICO DI SNERVAMENTO E DEL LIMITE DI LINEARITÀ.

⇒ CONOSCENDO LA PERCENTUALE DI UN COMPONENTE IN LEGA, SI PUÒ PREVEDERE LA RESISTENZA DEL MATERIALE.

REGOLE PER LE SOLUZIONI SOLIDE - HUME-ROTHERY

IL LIMITE DI SOLUBILITÀ TRA DUE ELEMENTI O TRA DUE COMPOSTI DIPENDE DAI:

- DIMENSIONI ATOMICHE
- ELETTRONEGATIVITÀ
- STRUTTURA CRISTALLINA DEI DUE ELEMENTI PURI
- VALENZA DEGLI ELEMENTI

CI SONO DELLE REGOLE CHIMICO-FISICHE CHE DESCRIVONO LA FORMAZIONE DI SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZionali. QUESTE REGOLE SONO LE REGOLE DI HUME-ROTHERY

1° DUE ELEMENTI SONO AMPIAMENTE SOLUBILI UNO NELL'ALTRO SOLO SE LA DIFFERENZA DI RAGGIO ATOMICO È INFERIORE AL 15%.

IN CASO CONTRARIO SARANNO SOLO PARZIALMENTE SOLUBILI.

2° SE LA STRUTTURA CRISTALLINA DEI DUE ELEMENTI PURI È LA STESSA ESSI SARANNO AMPIAMENTE SOLUBILI UNO NELL'ALTRO.

3° DUE ELEMENTI SONO AMPIAMENTE SOLUBILI UNO NELL'ALTRO SOLO SE HANNO VALENZE SIMILI; CONTA ANCHE LA DENSITÀ ELETTRONICA

4° DUE ELEMENTI SONO AMPIAMENTE SOLUBILI UNO NELL'ALTRO SOLO SE HANNO ELETTRONEGATIVITÀ MOLTO SIMILE. TANTO PIÙ ESSI DIFFERISCONO IN ELETTRONEGATIVITÀ TANTO MENO SARANNO SOLUBILI E TANTO PIÙ FACILMENTE ORIGINERANNO DEI COMPOSTI (SECONDA FASE) INVECE CHE UNA SOLUZIONE SOLIDA.

(QUESTE CONDIZIONI VENGONO RISPETTATE QUANDO GLI ELEMENTI SCELTI SONO VICINI NELLA TAVOLA PERIODICA).

I DIAGRAMMI DI STATO

DEFINIZIONI IMPORTANTI:

LEGA: MATERIALE METALLICO OTTENUTO MEDIANTE LA COMBINAZIONE CHIMICA DI DIVERSI ELEMENTI

SOLVENTE: ELEMENTO O COMPOSTO PRESENTE IN MAGGIORE QUANTITÀ

SOLUTO: ELEMENTO O COMPOSTO PRESENTE IN MINOR QUANTITÀ

SOLUZIONE SOLIDA: TIPOLOGIA DI LEGA OTTENUTA MEDIANTE L'AGGIUNTA DI ATOMI DI SOLUTO NEL MATERIALE OSPITANTE, IN MODO DA PRESERVARNE LA STRUTTURA CRISTALLINA E GARANTIRE L'OMOGENEITÀ COMPOSIZIONALE E STRUTTURALE

SISTEMA: UNA SERIE DI LEGHE POSSIBILI DI UNO O PIÙ COMPONENTI

(ES. SISTEMA Fe-C: È IL SISTEMA DI TUTTI GLI ACCIAI E DI TUTTE LE GHISE)

FASE: È UNA PORZIONE OMOGENEA DI UN SISTEMA CON CARATTERISTICHE CHIMICHE E FISICHE UNIFORMI (SIA A LIVELLO STRUTTURALE CHE DI COMPOSIZIONE)

SE SOTTOPOSTA A SOLLECITAZIONI FISICHE O CHIMICHE UNA SINGOLA FASE HA IN OGNI SUA PARTE UN IDENTICO COMPORTAMENTO

DIAGRAMMA DI STATO: È UN GRAFICO NEL QUALE VENGONO DESCRITTE QUANTE E QUALI FASI DI UN SISTEMA SONO PRESENTI AL VARIARE DEI PARAMETRI INTENSIVI. (PRESSIONE, TEMPERATURA) NEL SISTEMA STESSO.

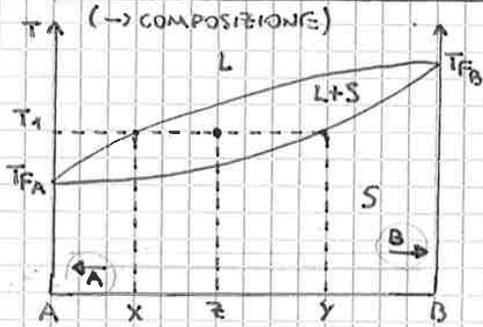
- I DIAGRAMMI DI STATO SONO DI SOLITO VALIDI IN CONDIZIONI DI EQUILIBRIO TERMODINAMICO RAGGIUNTO.
- SI POSSONO COSTRUIRE SPERIMENTALMENTE (PASSANDO PER TRASFORMAZIONI LENTE) O MEDIANTE CALCOLO.
- LA CONDIZIONE DI EQUILIBRIO TERMODINAMICO È DATA DAL MINIMO DELL'ENERGIA LIBERA DI GIBBS: $G = H - TS$ (MINIMO DI H E MASSIMO DI S)

ENERGIA LIBERA: È UNA FUNZIONE DELL'ENERGIA INTERNA DI UN SISTEMA (O ENTALPIA) E DEL SUO STATO DI DISORDINE (O ENTROPIA)
IN CONDIZIONI DI EQUILIBRIO L'ENERGIA LIBERA È MINIMA.

EQUILIBRIO DI FASE: VIENE ESPRESSO DALLA COSTANZA NEL TEMPO DELLE CARATTERISTICHE DELLE FASI DI UN SISTEMA.

NELLE SOLUZIONI SOLIDE LE VELOCITÀ DI TRASFORMAZIONE SONO SPESSE ESTREMAMENTE BASSE: L'EQUILIBRIO NON VIENE RAGGIUNTO ⇒ ⇒ SISTEMA IN STATO DI EQUILIBRIO METASTABILE, CIOÈ NONO SONO AL MINIMO VALORE DI ENERGIA LIBERA PER QUEL SISTEMA MA SONO SUFF. STABILI PER RESISTERE. I VETRI SONO METASTABILI (MOLTO LENTAMENTE VANNO VERSO LA SITUAZIONE DI MINIMO DI ENERGIA CHE È QUELLA DELLA SILICE CRISTALLINA)

REGOLA DELL'ORIZZONTALE E COMPOSIZIONE DELLE FASI (VIDEOLAZIONE 06)



$Z = 60\% A - 40\% B$

$X = 80\% A - 20\% B$

$Y = 40\% A - 60\% B$

② MI DA' LA COMPOSIZIONE DELLA LEGA

PER TROVARE LA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO E DEL SOLIDO: SI TRACCIA L'ISOTERMA (T_1) E VENGONO INDIVIDUATI DUE PUNTI, UNO SULLA CURVA DEL LIQUIDUS E UNO SULLA CURVA DEL SOLIDUS; PARTENDO DA QUESTI DUE SI TRACCIANO DUE VERTICALI → VENGONO INDIVIDUATI ALTRI DUE PUNTI SULL'ASSE DELLE ASCISSE.

① X RAPPRESENTA LA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO

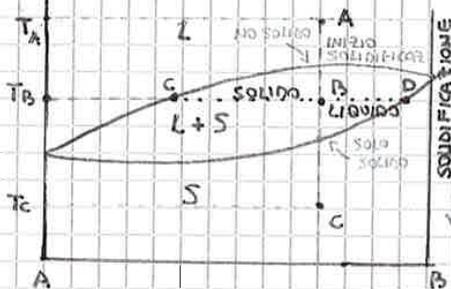
① Y RAPPRESENTA LA COMPOSIZIONE DEL SOLIDO

(A T_1 !)

REGOLA DELLA LEVA

(→ QUANTO L. E S.)

LE PERCENTUALI IN PESO DELLE FASI IN UNA QUALSIASI REGIONE BI-FASICA DI UN DIAGRAMMA DI STATO DI EQUILIBRIO POSSONO ESSERE CALCOLATE UTILIZZANDO LA LEGGE DELLA LEVA: PRENDIAMO IN ESAME 3 PUNTI: A, B, C



A: 100% LIQUIDO (A T_A)

C: 100% SOLIDO (A T_C)

① B: $\% \text{ LIQUIDO} = \frac{BD}{CD} \cdot 100$
 $\% \text{ SOLIDO} = \frac{CB}{CD} \cdot 100$ (A T_B)

(PER T PIU' BASSE → SEMPRE PIU' SOLIDO A SOLIDIFICAZIONE)

SI CHIAMA REGOLA DELLA LEVA PERCHE' VOGLIO SAPERE IL LIQUIDO → VADO A VEDERE IL SEGMENTO CHE E' DALLA PARTE DELLA CURVA DI SOLIDUS. IL SOLIDO E' PROPORZIONALE ALLA LUNGHEZZA DEL SEGMENTO CHE TOCCA LA CURVA DEL LIQUIDUS.

IL DENOMINATORE E' SEMPRE UGUALE A TUTTO IL SEGMENTO CHE UNISCE LE DUE CURVE.

SOLIDIFICAZIONE

SOLIDIFICAZIONE → ATTRAVERSAMENTO DEL SISTEMA BIFASICO → CONTINUE MODIFICHE DELLE COMPOSIZIONI DELLE FASI LIQUIDA E SOLIDA

EQUILIBRIO → GRANI DI COMPOSIZIONE OMOGENEA (DIVERSA DA QUELLA CHE AVEVA CIASCUN GRANO AL MOMENTO DELLA SUA FORMAZIONE)

NON EQUILIBRIO → GRANI DI COMPOSIZIONE DIVERSA (CIASCUN GRANO HA UNA COMPOSIZIONE VICINA A QUELLA CHE AVEVA QUANDO SI E' FORMATO)

SE ATTRAVERSAMO LA ZONA DI SOLIDIFICAZIONE VELOCEMENTE ALLA FINE NON AVREMO GRANI TUTTI UGUALI, TUTTI DI SOLUZIONE SOLIDA, TUTTI DELLA STESSA COMPOSIZIONE, CHE DIFFERISCONO SOLO PER L'ORIENTAZIONE SPAZIALE DELLE CELLE CRISTALLINE, MA CI TROVIAMO AD AVERE DEI GRANI CHE SEMBRANO DELLE CIPOLLE CHE HANNO AL CENTRO UN CRISTALLINO MOLTO PIU' RICCO

TRASFORMAZIONI DI FASE CONGRUENTI E INCONGRUENTI

FUSIONE CONGRUENTE: IN SEGUITO A TA=VE TIPO DI FUSIONE NON SI VERIFICANO ALTERAZIONI NELLA COMPOSIZIONE DELLE FASI PRIMA E DOPO FUSIONE:
FUSIONE A UNA TEMPERATURA DEFINITA.

ESEMP: FUSIONE DEGLI ELEMENTI PURI, FUSIONE EUTETICA, FUSIONE DI
COMPOSTI A FUSIONE CONGRUENTE.

FUSIONE INCONGRUENTE: IN SEGUITO A TA=VE TIPO DI FUSIONE LA COMPOSIZIONE DEL
(TUTTE LE VECHE) LIQUIDO CHE SI FORMA E' DIVERSA DA QUELLA DEL SOLIDO DI PARTENZA

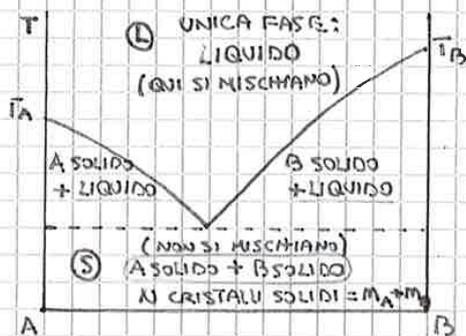
ESEMP: FUSIONE DI LEGA A MISCIBILITA' COMPLETA, COMPOSTI A
FUSIONE INCONGRUENTE.

DIAGRAMMI A SOLUBILITA' NULLA

DUE ELEMENTI O COMPOSTI POSSONO NON RISULTARE AFFATTO MISCIBILI.

MISCIBILI NELLO STATO LIQUIDO E IMMISCIBILI NELLO STATO SOLIDO:

ALLA SOLIDIFICAZIONE SI OTTENGONO I DUE ELEMENTI/COMPOSTI DISTINTI.

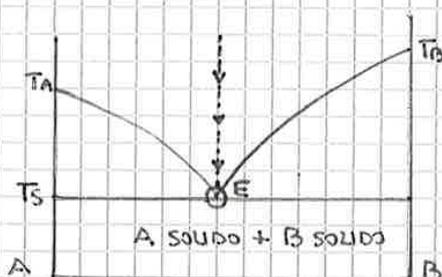


SOLIDIFICAZIONE COMPOSIZIONE EUTETICA

(EUTETICO IN GRECO = "FONDE BENE")

SE SI RAFFREDDA UN LIQUIDO DI COMPOSIZIONE E SI OSSERVA CHE RIMANE
 TA=VE FINO A TE QUANDO SI TRASFORMA A TEMPERATURA COSTANTE IN UN SOLIDO

EUTETICO BIFASICO COSTITUITO DA UN MISCUGLIO DI PICCOLI CRISTALLI DI A E DI B.



PER QUESTA PARTICOLARE LEGA NON ATTRAVERSO IL
CAMPO DI COESISTENZA SOLIDO-LIQUIDO.

LA SOLIDIFICAZIONE AVVIENE A UNA TS PRECISA

VICEVERSA UN SOLIDO DI COMPOSIZIONE E FONDE BENE,
 A TS, (CONGRUENTE), COME UN ELEMENTO PURO.

RISULTATO SOLIDIFICAZIONE: MATERIALE COMPOSTO DA CRISTALLI DI A E DI B; ZAMBELLE

ALTERNATIVE  TE = TF = TS = TEMPERATURA EUTETICA. A TE: LA FORMAZIONE DI
 UN CRISTALLO DI A COMPATTA LA FORMAZIONE, NEL SUO INTORNO, DI UN LIQUIDO RICCO DI B.
 COME CONSEGUENZA VICINO AL CRISTALLO DI A NUCLEERA' UN CRISTALLO DI B. NELL'INTORNO
 DI B SI FORMERA' UN LIQUIDO RICCO DI A. ...

REGOLA DELLE FASI DI GIBBS

VARIANZA (DI UN SISTEMA)

È IL NUMERO DI PARAMETRI INTENSIVI (PRESSIONE, TEMPERATURA E COMPOSIZIONE) CHE SI POSSONO VARIARE A PIACERE SENZA CAMBIARE IL NUMERO DELLE FASI DEL SISTEMA.

LA VARIANZA COSTITUISCE IL NUMERO DI GRADI DI LIBERTÀ DI UN SISTEMA.

LA REGOLA DELLE FASI (O LEGGE DI GIBBS): $V = C - f + m$

$V =$ M. DI GRADI DI LIBERTÀ DEL SISTEMA (VARIANZA);

(2) $C =$ M. DI COMPONENTI CHIMICI PRESENTI (ELEMENTI O COMPOSTI); PER NOI C SEMPRE UGUALE A 2

$f =$ M. DI FASI;

(1) $m =$ M. DI VARIABILI FISICHE (TEMPERATURA E PRESSIONE): SE $P = k \Rightarrow m = 1$;

NEL NOSTRO CASO ($C = 2$; $m = 1$)

$V = 2 + 1 - f$

$f = 1 \Rightarrow V = 2$ CAMPO MONOFASICO \Rightarrow POSSO CAMBIARE SIAT SIA LA COMP. : BIVARIANZA

$f = 2 \Rightarrow V = 1$ CAMPO BIFASICO \Rightarrow POSSO CAMBIARE O T OPPURE LA COMP. : MONOVARIANZA

$f = 3 \Rightarrow V = 0$ CAMPO TRIFASICO \Rightarrow CORR. A UN PUNTO : INVARIANZA: PER AVERE TRE FASI NON POSSO CAMBIARE NE T NE LA COMPOSIZIONE (\Rightarrow UN PUNTO)

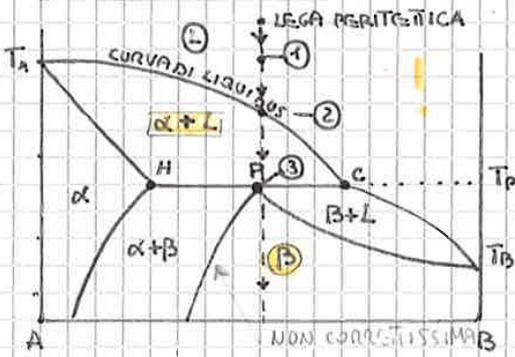
MONOVARIANZA: NON POSSO CAMBIARE INDIPENDENTEMENTE T E COMPOSIZIONE: SE CAMBIO

LA TEMPERATURA, LA COMPOSIZIONE NEVE 2 FASI CAMBIA AUTOMATICAMENTE

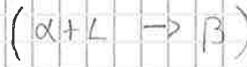
E SEGUO LE LINEE DI SOLVUS; SE CAMBIO LA COMPOSIZIONE DELLA LEGA (T FISSA)

CAMBIA IL RAPPORTO QUANTITATIVO TRA α E β . (/TRA $Z \alpha$ /TRA $Z \beta$)

TRASFORMAZIONE PERITETTICA



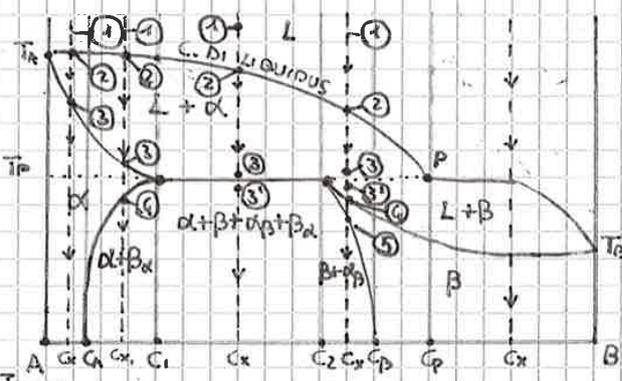
CONCRETO IMPORTANTE: α = SOLIDO LA CUI FORMA
 ZIONE È TRANSIENTE, CIOÈ UN SOLIDO CHE SI
 FORMA DURANTE IL PROCESSO DI SOLIDIFICAZIONE
 MA CHE POI NELLA LEGA FATTA FINITA, SOLIDA
 NON SI TROVA PIÙ



- ① LIQUIDO; COMP. = LEGA
- ② INCONTRO LA C. DI LIQUIDUS: ENTRA NEL CAMPO $\alpha + L \Rightarrow$ SI FORMANO DEI GRANI DI α SEMPRE PIÙ GRANDI (CON LA DIMINUIZIONE DI T); LA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO CAMBIA SEGUENDO LA CURVA DEL LIQUIDUS. ANCHE LA COMPOSIZIONE DEI GRANI CAMBIA SEGUENDO LA LINEA DI SOLVUS.
- ③ RAGGIUNTA LA T_P : HO DEI GRANI DI α DI COMPOSIZIONE H IN EQUILIBRIO CON UN LIQUIDO DI COMPOSIZIONE C. α E L REAGISCONO PER DARE UN SOLIDO CHE È β

(VIDEOLEZIONE 08)

DIAGRAMMI PERITETTICI (REALI)



- α = SOLUZ. SOLIDA PRIMARIA, DIRETTAMENTE FORMATA DAL LIQUIDO
- β = SOLUZ. SOLIDA PRIMARIA, DIRETTAMENTE FORMATA DAL LIQUIDO
- β_2 = SOLUZ. SOLIDA SECONDARIA FORMATA DAL SOLIDO β PER EFFETTO DELLA DIMINUIZIONE DI SOLUBILITÀ CON L'ABBASSARSI NELLA TEMPERATURA; IN ESSA A È SOLVENTE E B È SOLTO.
- $\beta_2\alpha$ È SOLUZIONE SOLIDA SECONDARIA, FORMATA DALLA SATURAZIONE DI α ; IN ESSA B È SOLVENTE E A È SOLTO.

ATTENZIONE:

CASO 1	CASO 2	CASO 3	CASO 4	CASO 5
LEGA MONOFASICA ($A < C_x < B$)	LEGA BIFASICA ($C_x < C_x < C_1$)	LEGA IPERPERITETTICA ($C_1 < C_x < C_2$)	LEGA IPERPERITETTICA ($C_2 < C_x < C_p$)	MONOFASICA ($C_p < C_x < B$) (di β)
① LIQUIDO; COMP. = LEGA	① LIQUIDO; COMP. = LEGA	① LIQUIDO; COMP. = LEGA	① LIQUIDO; COMP. = LEGA	
② INIZIO SOLIDIFICAZIONE $\alpha + L$: VIA VIA I GRANI DI α CAMBIANO COMPOSIZIONE E CRESCONO; SEMPRE MENO L. LA CUI COMPOSIZIONE SEGUE LA LINEA DI LIQUIDUS	② INIZIO SOLIDIFICAZIONE $\alpha + L$: I GRANI DI α CRESCONO ED EVOLVONO IN COMPOSIZIONE SECONDO LA C. DI SOLVUS	② INIZIO SOLIDIFICAZIONE \rightarrow CRISTALLI DI α ③ SEMPRE PIÙ GRANDI ④ DI α DI COMPOSIZIONE SECONDO LA C. DI SOLVUS. CAMBIA ANCHE LA COMP. DEL LIQUIDO	② INIZIO SOLIDIFICAZIONE (SOLITA STORIA)	
③ TUTTO SOLIDO SOLO α	③ TUTTO SOLIDO SOLO α	③ α REAGISCE: QUANDO C'È ANCORA LIQUIDO A UN CERTO PUNTO IL LIQUIDO FINISCE E RIMANE DEL α . A TRASF. FINITA MI TROVO $\alpha + \beta$ CON L'ABB. DELLA T. LE FASI RESTANO α E β MA È UNA LEGA IN EVOLUZIONE SECONDO LA C. DI SOLVUS	③ \rightarrow ④ LA TRASF. P. RICHIEDE UN CERTO TEMPO	
④ C'È TROPPO β , TROPPO SOLTO SCIOGLTO DENTRO α : A BASSA T. NON C'È TUTTO α MAI α . QUINDI SI MISCELA NO DEI GRANI DI β . = CAMPO $\alpha + \beta_2$ $\beta_2 \leftarrow \beta$ CHE SI È ORIGINATO MISCELANDOSI α	④ C'È TROPPO β , TROPPO SOLTO SCIOGLTO DENTRO α : A BASSA T. NON C'È TUTTO α MAI α . QUINDI SI MISCELA NO DEI GRANI DI β . = CAMPO $\alpha + \beta_2$ $\beta_2 \leftarrow \beta$ CHE SI È ORIGINATO MISCELANDOSI α		④ \rightarrow ⑤ LIQUIDO IN ECCESSO: $\alpha + \beta$ β CONTINUA A SOLID.	
			⑤ QUANDO RACCONTO LA LINEA DI SOLVUS. ALLORA SI SEPARA α β .	

DIAGRAMMI DI STATO CON SOLUZIONI SOLIDE INTERMEDIE

FINORA ABBIAMO VISTO SOLUZIONI SOLIDE α E β . SE PER ESEMPIO PARLIAMO DI β : STRUTTURA DI β E A COME SOLUTO.

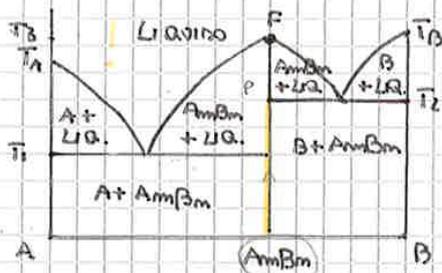
CI SONO INVECE ALTRE SOLUZIONI SOLIDE CHE SI TROVANO DENTRO IL DIAGRAMMA DI STATO (NON AGLI ESTREMI E NON NECESSARIAMENTE NEL MEZZO) CHE NON HANNO NE' LA STRUTTURA CRISTALLINA DELL'ELEMENTO PURO A NE' DI β ; HANNO UNA LORO STRUTTURA CRISTALLINA PARTICOLARE CHE PER UN CERTO INTERVALLO DI T E COMP. E' LA STRUTTURA CRISTALLINA CON CUI A E B SI COMBINANO MEGLIO, CIOE' RAGGIUNGONO IL MINIMO DI ENERGIA LIBERA.

(LI VEDREMO MEGLIO PIU' AVANTI)

DIAGRAMMI DI STATO CON COMPOSTI A FUSIONE CONGRUENTE

COMPOSTO = E' UNA FASE IN CUI IL RAPPORTO STECHIOMETRICO TRA I DUE (TRE) ELEMENTI E' FISSO. (FORMULA CHIMICA BEN DEFINITA)

FUSIONE CONGRUENTE = FONDONO SENZA ATTRAVERSARE UN CAMPO BIFASICO SOLIDO + LIQ.



SUL DIAGRAMMA DEV' ESSERE UNA LINEA (NON UN'AREA)
 F = PUNTO DI FUSIONE ($T_B = T_F$) → LIQUIDO CHE HA ESATTAMENTE LA COMPOSIZIONE DEL SOLIDO DI PARTENZA.
 = FUSIONE CONGRUENTE

ABBIAMO DUE TIPI DI COMPOSTI:

COMPOSTI INTERMETALLICI

NEL CASO IN CUI LE DUE SOSTANZE SIANO METALLI

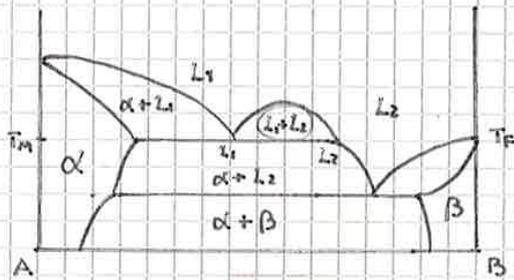
COMPOSTI CON ELEMENTI INTERSTIZIALI

CONTENGONO METALLI + ATOMI DI PICCOLE DIMENSIONI (H, B, C, N) IN POSIZIONI INTERSTIZIALI.

PRESENTANO ALCUNE CARATTERISTICHE METALLICHE COME LUCENTEZZA E CONDUZIONE VITA', MA PRESENTANO LEGAMI COVALENTI (ELEVATA DUREZZA E L'ALTO PUNTO DI FUSIONE).

SOSTANZA:	TiC	ZrC	NbC	TaC	TiN	ZrN	NbN	TaN
T. DI FUSIONE:	3150	3530	3500	3900	2940	2980	2200	3087

TRASFORMAZIONE MONOTETTICA



CASI MONOTETTICI = MOLTO RARI TRA I METALLI
SONO DEI CASI IN CUI ESISTE UN CAMPO L1+L2
FASE LIQUIDA: I DUE METALLI NON SONO SOLUBILI
(COME QUANDO METTIAMO L'OLIO NELL'ACQUA)

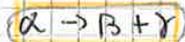
VEDIAMO ALTRE TRASFORMAZIONI INVARIANTI (MOLTO IMPORTANTI)

(INVARIANTI: CIOE' TRASFORMAZIONI CHE PREVEDONO UN' ORIZZONTALE SUL
DIAGRAMMA DI STATO, COSI' COME ABBIAMO VISTO L'ORIZ. DEL'EUTETICO E
L'ORIZ. DEL PERITETICO)

TRASFORMAZIONE EUTETOIDICA

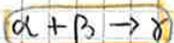
AVVIENE TUTTA NELLO STATO SOLIDO E HO UNA PARTE SOLIDA CHE SI
TRASFORMA IN ALTRE DUE FASI SOLIDE.

SICHIAMA EUTETOIDICA PERCHE' HO UNA FASE CHE NE DA' DUE.
 NELL'EUTETICO AVEVAMO UNA FASE LIQUIDA CHE DAVA DUE PARTI
 SOLIDE. L'EUTETOIDICO E' TUTTO NELLA FASE SOLIDA!



TRASFORMAZIONE PERITETOIDICA

PARTENE DEL PERITETICO: NEL PERITETICO AVEVO DUE FASI
LIQUIDI + α CHE REAGIVANO PER DARE UNA TERZA FASE β .
QUI E' SIMILE MA AVVIENE TUTTA NELLA FASE SOLIDA.



RIASSUNTO DELLE TRASFORMAZIONI INVARIANTI

NOME DELLA REAZIONE:	EQUAZIONE:	DIAGRAMMA DI STATO CARATTERISTICO:
EUTETICO $L \rightarrow (\text{GLI OZII})$	$L \longleftrightarrow \alpha + \beta$	
EUTETOIDICO $L \rightarrow (\text{ZANETTE})$	$\alpha \longleftrightarrow \beta + \gamma$	
PERITETICO	$\alpha + L \longleftrightarrow \beta$	
PERITETOIDICO	$\alpha + \beta \longleftrightarrow \gamma$	

RAFFREDDAM.

LEGHIE FERROSE

LE LEGHE FERRO (Fe) - CARBONIO (C) SI DIVIDONO IN DUE PRINCIPALI CATEGORIE:

GLI ACCIAI: HANNO CONCENTRAZIONI DI CARBONIO MINORI DEL 2% CIRCA E ASSUMONO, IN RELAZIONE ALLE VARIE TEMPERATURE, STRUTTURE DIVERSE.

LE GHISE: CONTENGONO OLTRE IL 2% E FINO AL 4% CIRCA DI CARBONIO.

LE FASI PRINCIPALI SONO:

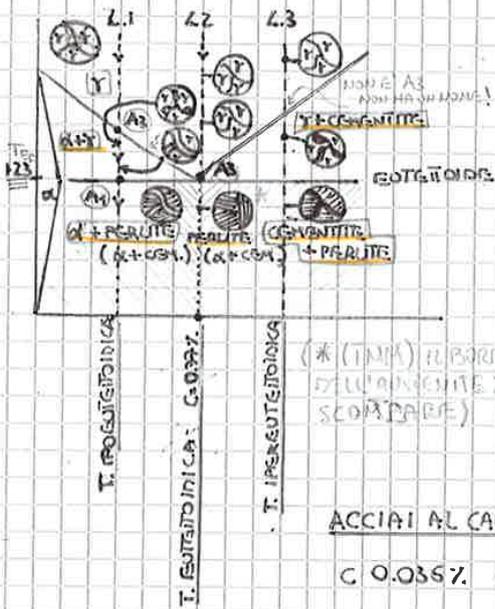
- L'AUSTENITE γ (SOLUZIONE SOLIDA DI FERRO γ E CARBONIO) [CCF]
- LA FERRITE (FERRO α QUASI PURO) [CCC]
- LA CEMENTITE Fe_3C
- LA GRAFITE (C PURO CON STRUTTURA ESAGONALE)

I COSTITUENTI METALLOGRAFICI SONO: (QUELLO CHE VEDI AL MICROSCOPIO OTTICO)

- LE FASI SOPRAELENATE
- LA PERLITE (EUTETTOIDE FERRITE - CEMENTITE) (MISCELA DI DUE FASI)
- LA LEDEBURITE (EUTETICO AUSTENITE - CEMENTITE) (" ")

LE TRASFORMAZIONI DI FASE PRINCIPALI (PUNTI CRITICI) NELLO STATO SOLIDO SONO:

- $L + \delta \Rightarrow \gamma$ PUNTO CRITICO A_4 (1400°C) PERITETICO [TRASCURIAMO]
- $\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma$ PUNTO CRITICO A_3 (907°C Fe PURO; 907°C - 723°C ACCIAI) EUTETTOIDE
- PUNTO DI CURIE Fe_α PARAMAGNETICO \Rightarrow Fe_α FERROMAGNETICO (A_2) (768°C)
- $\gamma \Rightarrow \alpha + Fe_3C$ PUNTO CRITICO A_1 (723°C) EUTETTOIDE (DRIFF.)



L1 = L. IPOEUTETTOIDICA: QUANDO ARRIVO ALLA TEMPERATURA

EUTETTOIDICA (T_E) ABBIAMO CRISTALLI DI α FORMATI PRINCED. + L'AUSTENITE DI COMP. EUTETTOIDICA CHE SI TRASFORMA IN PERLITE = LAMELLE DI FERRITE (α) + CEMENTITE (Fe_3C)

L2 = L. EUTETTOIDICA: γ, γ, γ ; A T_E L'AUSTENITE γ DI COMP.

EUTETTOIDICA, SI TRASFORMA IN PERLITE = $\alpha + Fe_3C$.

L3 = L. IPEREUTETTOIDICA: γ, γ, δ ; γ + CEMENTITE; A T_E :

CEMENTITE + ($\gamma \rightarrow$ PERLITE = $\alpha + Fe_3C$).

ACCIAI AL CARBONIO: MICROSTRUTTURA

- C 0.05% (ACCIAIO IPOEUTETTOIDICO) FERRITE + pochissima PERLITE
- C 0.21% (ACCIAIO IPOEUTETTOIDICO) FERRITE + poca PERLITE
- C 0.46% (ACCIAIO IPOEUTETTOIDICO) FERRITE + PERLITE (50%)
- C 0.85% (?) (ACCIAIO EUTETTOIDICO) TUTTA PERLITE (= $\alpha + Fe_3C$)
- C 1.2% (ACCIAIO IPEREUTETTOIDICO) CEMENTITE PRIMARIA + PERLITE

\leftarrow A BORDO GRANO

(VEDI VERSIONE 12) (TAM)

DIFETTI LINEARI

(VIDEOLEZIONE 12)

LE DISLOCAZIONI

LE DISLOCAZIONI SONO DELLE IMPERFEZIONI RETICOLARI CHE SI ESTENDONO LUNGO UNA DIREZIONE. OSSERVATE AD ALTI INGRANDIMENTI (MICROSCOPIO ELETTRONICO IN TRASMISSIONE) SI PRESENTANO COME DELLE LINEE DI FORMA IRREGOLARE.

POSSONO ESSERE DESCRITTE COME:

- DISLOCAZIONI A SPIGOLO (LINEARI)
- DISLOCAZIONI A ELICA (A VITE)
- DISLOCAZIONI DI TIPO MISTO (REALI)

IN UN CRISTALLO DI METALLO SONO PRESENTI MEDIAMENTE 10^{14} DISLOCAZIONI AL m^3 !

LE DISLOCAZIONI SI FORMANO:

- DURANTE LA SOLIDIFICAZIONE
- DURANTE LA DEFORMAZIONE PLASTICA

DISLOCAZIONI A SPIGOLO

IN UNA PARTE DEL CRISTALLO E' PRESENTE UN SEMI-PIANO IN PIU' O IN MENO RISPETTO

AL RETICOLO PERFETTO



SIMBOLO \oplus (SOPRA LA LINEA ORR. C'E' UN PIANO IN PIU')

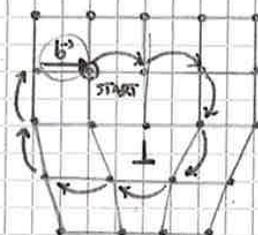
LINEA DI DISLOCAZIONE = E' IL CONFINI CHE SEPARA IL PIANO IN PIU' DEL CRISTALLO DALL'ALTRA META' DEL CRISTALLO IN CUI QUESTO PIANO NON C'E'.

VEITORE DI BURGERS

E' IL VETTORE CHE CARATTERIZZA AMPREZZA, DIREZIONE E VERSO DELLO SPOSTAMENTO DEGLI ATOMI ATTORNO ALLA DISLOCAZIONE (COME SI MUOVE LA DISLOCAZIONE)

SI DETERMINA TRAMITE IL METODO DELLA CIRCUITAZIONE DI BURGERS.

- 1) PARTO DA UN PUNTO RETICOLARE QUALSIASI
- 2) PROCEDO IN UNA DIREZIONE (PER CONVENZIONE DA SX A DX) PER UN NUMERO DI PASSI RETICOLARI m_1 TALI DA COMPENDERE AL LORO INTERNO LA DISLOCAZIONE.
- 3) MI MUOVO IN DIREZIONE ORTOGONALE ALLA PRECEDENTE SEMPRE CALCOLANDO DI INCLUDERE NEL CAMMINO LA DISLOCAZIONE. (m_2 PASSI)
- 4) MI MUOVO NELLA DIREZIONE DEL PUNTO 2) CON $m_4 = m_2$ IN VERSO OPPOSTO.
- 5) MI MUOVO NELLA DIREZIONE DEL PUNTO 3) CON $m_5 = m_3$ IN VERSO OPPOSTO.
- 6) IL VETTORE NECESSARIO PER CHIUDERE IL PERCORSO E' IL VETTORE DI BURGERS.



LA PRESENZA DI UN DIFETTO \rightarrow DISTORSIONE DEL RETICOLO: GLI ATOMI NON SONO PIU' NELLE LORO POSIZIONI PERFETTE MA SI TROVANO SPOSTATI (PIU' LONTANI/VICINI) PER EFFETTO. IN QUESTO CASO, DELLA DISLOCAZIONE: IL VETTORE DI BURGERS CI DICE DI QUANTO, IN CHE DIREZIONE E IN CHE VERSO GLI ATOMI SONO STATI SPOSTATI.

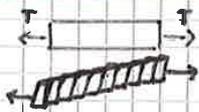
INTERAZIONE TRA DISLOCAZIONI A VITE

INTORNO A CIASCUNA LINEA DI DISLOCAZIONE C'È UNA ZONA TENSIONALE DI TAGLI: SE LE LINEE DI DISLOCAZIONE SONO VICINE CON LO STESSO VERSO I CAMPI TENSIONALI SI SOVRAPPONGONO, IL RETICOLO VA IN UNA SITUAZIONE DI FORTE DISTORSIONE.

MECCANICA DELLE DISLOCAZIONI

MOTO DELLE DISLOCAZIONI E DEFORMAZIONE PLASTICA

IL MOTO DELLE DISLOCAZIONI HA INIZIO SUPERATO IL CARICO DI SNERVAMENTO, E A ESSO SI DEVE LA DEFORMAZIONE PLASTICA DI UN MATERIALE. A LIVELLO ATOMICO LA DEF. PLASTICA SI PRESENTA COME UNA SUCCESSIONE DI SLITTAMENTI NEL CRISTALLO.



FORZA APPLICATA = F. DI TRAZIONE

SLITTAMENTI = AVVENGONO A PIANI INCLINATI (45°) [FORZE DI TAGLIO]

DEFORMAZIONE DI UN CRISTALLO PERFETTO

SCORRIMENTO DI UN PIANO ATOMICO RISPETTO ALL'ALTRO, CHE IMPLICA LA ROTURA DI MOLTI LEGAMI FORTI.

LA RESISTENZA DI UN CRISTALLO PERFETTO È ALL'INCIRCA DA 1.000 A 10.000 VOLTE PIÙ GRANDE DI QUELLA OSSERVATA NEI CRISTALLI REALI.

DEFORMAZIONE DI UN CRISTALLO REALE

QUANDO SI HA LO SCORRIMENTO DI UN PIANO ATOMICO RISPETTO ALL'ALTRO, SI HA LA ROTURA DI UN MINOR NUMERO DI LEGAMI FORTI, PER LA PRESENZA DI DISLOCAZIONI; QUESTO IMPLICA UN CARICO DI SNERVAMENTO PIÙ BASSO RISPETTO A QUELLO DEL CRISTALLO TEORICO.

LUNGO LA LINEA DI DISLOCAZIONE VI È UN GRAN NUMERO DI LEGAMI ATOMICI MANCANTI; QUESTO PIANO NECESSITA DI MENO ENERGIA PER SLITARE, RISPETTO AL PIANO DI UN RETICOLO PERFETTO.

ANALOGIA 1: BRUCHI: UN BRUCO HA MOLTE ZAMPE E NON RIUSCENDO A MUOVERLE TUTTE INSIEME NE MUOVE SOLO UN PAIO ALLA VOLTA. OSSIA MUOVE LA COPPIA DI ZAMPE A CUI MANCA IL "LEGAME" CON IL TERRENO: QUESTA COPPIA DI ZAMPE PUÒ ESSERE PARAGONATA A UNA DISLOCAZIONE. IL MOVIMENTO DELLE ZAMPE ASSOMIGLIA A UN'ONDA CHE SCORRE LUNGO IL CORPO DEL BRUCO PARTENDO DALLE ZAMPE POSTERIORI FINO A QUELLE ANTERIORI.

ANALOGIA 2: PIGIA DI UN TAPPETO: È DIFFICILE FAR SCIVOLARE UN GROSSO TAPPETO GIRANDO DA UN CAPO, PER L'ATTRITO CON IL PAVIMENTO. MA FORMANDO UNA MEGA (OSSIA UN PUNTO CHE NON HA LEGAMI CON IL TERRENO), OSSIA UNA

DISLOCAZIONI E FORTE

(VIDEOLEZIONE 13)

CIO' CHE FA METTERE IN MOVIMENTO LE DISLOCAZIONI SONO LE FORTE DI TAGLIO CHE AGISCONO SUL PIANO SU CUI LA DISLOCAZIONE SI MUOVE.

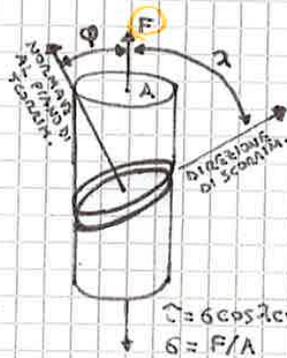
SI PUO' CALCOLARE L'EFFETTIVA FORZA DI TAGLIO (τ) CHE OPERA SU DI UN SISTEMA DI SLITTAMENTO QUANDO IL MATERIALE E' SOTTOPOSTO A UNA FORZA MACROSCOPICA DI TRAZIONE ($F/A = \sigma$)

$$\tau = \sigma \cos \lambda \cos \phi$$

λ = ANGOLO FRA LA DIREZIONE DI SLITTAMENTO E LA DIREZIONE DI F.

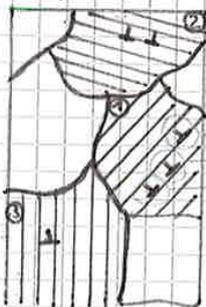
ϕ = ANGOLO FRA LA NORMALE AL PIANO DI SLITTAMENTO E LA DIREZIONE DI F.

SE τ SUPERA IL VALORE CRITICO SI HA DEFORMAZIONE PLASTICA E SLITTAMENTO SUL SISTEMA DI PIANI E DIREZIONI CONSIDERATO. (LEGGE DI SCHMIDT)



LE DISLOCAZIONI CHE SI METTONO IN MOTO A CARICHI (σ) PIU' BASSI, SONO QUELLE IL CUI SISTEMA DI SLITTAMENTO E' ORIENTATO IN MODO TALE CHE SU DI ESSO AGISCA UN'ELEVATA FORZA DI TAGLIO. SONO QUESTE LE DISLOCAZIONI CHE DETERMINANO IL CARICO DI SNERVAMENTO.

PLACCA = CRISTALLO



PIANI A ELEVATA DENSITA' ATOMICA

① PIANI A ELEVATA D.A. 45° RISPETTO A G APPLICATA

$\tau > \tau_{CRITICA}$ (CARICO DI SNERV.) \Rightarrow LE DISLOCAZ. INIZIANO A MUOVERSI
 \rightarrow SARANNO LE PRIME A MUOVERSI: SONO ORIENTATE IN MODO DA AVERE IL LORO PIANO DI SLIT. SU UN PIANO AD ELEVATA DENSITA' ATOMICA (QUINDI PER MUOVERSI \rightarrow PASSO PICCOLO); INOLTRE SU QUESTO PIANO AGISCE τ_{MAX} PERCHE' TALE PIANO E' MESSO A 45° RISPETTO A G.

② SONO ORIENTATE BENE RISPETTO AL CRISTALLO (OVVERO HANNO IL σ E LA LINEA DI DISLOCAZIONE CHE INDIVIDUANO COME PIANO DI SLITTAMENTO UN PIANO A MASSIMA DENSITA' ATOMICA: AUCHTE QUESTE PICCOLI PASSI) MA I PIANI NON SONO A 45° RISPETTO A G. \Rightarrow A PARITA' DI σ , SU QUESTI PIANI E' MOLTO PIU' BASSA.

③ LA DISLOCAZIONE E' MAL ORIENTATA RISPETTO AI PIANI AD ALTA DENSITA' ATOMICA. E' MAL ORIENTATO ANCHE IL CRISTALLO RISPETTO ALLA G

QUINDI: LA POSSIBILITA' O MENO CHE UNA DISLOCAZIONE SI METTA IN MOTO DIPENDE DA:

1. DA COME IL PIANO DI SCORRIMENTO DELLA DISLOCAZIONE E' ORIENTATO RISPETTO AI PIANI AD ALTA DENSITA' PLANARE (ORIENTAMENTO DELLA DISLOCAZ. RISPETTO AL CRISTALLO)
2. DAL FATTO CHE SUL PIANO DI SCORRIMENTO DELLA DISLOCAZIONE DEVE AGIRE UNA FORZA DI TAGLIO τ SUPERIORE A QUELLA CRITICA (ORIENTAMENTO DEL CRISTALLO RISPETTO A G)

CLASSIFICAZIONE IN BASE AL TIPO DI LEGAME CHIMICO

SOLIDI METALLICI

IL MOTO DISLOCATIVO AVVIENE FACILMENTE: (POICHE')

- STRUTTURE A ELEVATO IMPACCHETTAMENTO;
- BASSI PARAMETRI RETICOLARI;
- LEGAME NON DIREZIONALE;
- ASSENTE DI CARICHE NETTE SUGLI ATOMI;

I METALLI SONO QUINDI MATERIALI DUTILI.

I METALLI PURI HANNO UNA GRANDE CAPACITA' DI DEFORMAZIONE PLASTICA.

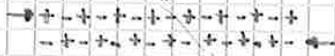
SOLIDI IONICI (OSSIDI)

LA PRESENZA DI IONI DOTATI DI CARICA ELETTRICA E DELLE RELATIVE FORZE DI REPULSIONE SFAVORISCONO IL MOTO DELLE DISLOCAZIONI.

ALTRE CAUSE PER CUI LE DISLOCAZIONI NON SI MUOVONO NEI RETICOLI IONICI SONO:

- RETICOLI POCO DENSI;
- ASSENZA DI PIANI A ELEVATA DENSITA' ATOMICA;
- PARAMETRI RETICOLARI ALTI;

I SOLIDI IONICI SONO MATERIALI FRAGILI, SI ROMPONO SENZA DEFORMAZIONE PLASTICA (LA FRATURA RICHIEDE MENO ENERGIA CHE NON IL MOTO DISLOCATIVO).



- DUE PIANI DEL CRISTALLO IONICO VENGONO SPOSTATI IN DIREZIONE NON PREFERENZIALE.

SI SOVRAPPONGONO IONI DELLO STESSO SEGNO

C'E' REPULSIONE E QUINDI SOPRAGGIUNGE LA: FRATURA DEL CRISTALLO.

GLI COSTA MENO ENERGIA SPACCARSI IN DUE CHE METTERE DUE IONI DELLO STESSO SEGNO VICINI.

- SCIVAMENTO SECONDO UN PIANO PREFERENZIALE: SCORRIMENTO POSSIBILE E NON CATASTROFICO.

IL NUMERO DI QUESTI PIANI E DIREZIONI E' LIMITATO =>

=> I SOLIDI IONICI SONO MATERIALI FRAGILI.

IN DEFINITIVO COSTA MENO ROMPERE L'OSSIDO PIU' TOSTO CHE FAR SCORRERE US. SUE DISLOC.

LA PRESENZA DEI BORDI DI GRANO INFLUISCE ANCHE SULLE PROPRIETÀ OTICHE DEI MATERIALI, IN PARTICOLARE SULLA TRASPARENZA.

LA LUCE PUÒ ESSERE RIFLESSA O ASSORBITA DA UN MATERIALE A SECONDA DELLA ENERGIA DEI SUOI ELETTRONI (INDICE DI RIFRAZIONE).

LA PARTE RESTANTE VIENE TRASMESSA; LA TRASMISSIONE È LINEARE SE LA LUCE NON È DEVIATA DA SUPERFICI INTERNE AL MATERIALE, OSSIA I BORDI DI GRANO.

MATERIALI TRASPARENTI

MATERIALI IN GRADO DI TRASMETTERE LA LUCE, PERCHÉ L'ASSORBIMENTO E RIFLESSIONE SONO BASSI (INDICE DI RIFRAZIONE BASSO - OSSIDI, POLIMERI, SOLIDI COVALENTI) E PER L'ASSENZA DI SUPERFICI INTERNE (BORDI DI GRANO) CHE DEVIANO LA LUCE TRASMESSA. LA LUCE VIENE TRASMESSA IN MODO LINEARE: È SITUAZIONE DEI MATERIALI OSSIDICI/POLIMERICI VETROSI (SENZA BORDI DI GRANO PERCHÉ SENZA RETICOLO CRISTALLINO) O MONOCRISTALLINI (SENZA BORDI DI GRANO PERCHÉ COSTITUITI DA UN SOLO GRANO).

MATERIALI OPACHI

- MATERIALI IMPENETRABILI ALLA LUCE VISIBILE (NON LA TRASMETTONO PERCHÉ LA ASSORBONO O LA RIFLETTONO - INDICE DI RIFRAZIONE ALTO) COME I METALLI: TUTTE LE RADIATIONI NEL VISIBILE VENGONO ASSORRITE O RIFLESSE.

- MATERIALI CON INDICE DI RIFRAZIONE BASSO (OSSIDI), MA POLICRISTALLINI, IN CUI LA LUCE TRASMESSA VIENE DEVIATA DA OGNI BORDO DI GRANO INTERNO AL MATERIALE. PERCHÉ UN DIAMANTE È UN VETRO SONO TRASPARENTI?

PERCHÉ HANNO INDICE DI RIFRAZIONE BASSO (UNA COMPONENTE MINIMA DELLA LUCE È RIFLESSA O ASSORBITA) E NON HANNO BORDI DI GRANO: UN DIAMANTE È MONOCRISTALLINO E UN VETRO È AMORFO (NON HA GRANI).

1. INCRUDIMENTO

RAFFORTAMENTO PER:

PRESENZA DI MOLTE DISLOCAZIONI (INCRUDIMENTO)

BLOCCO DEL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI A CAUSA DELL'AUMENTO DELLA LORO DENSITA' DURANTE LA DEFORMAZIONE PLASTICA.

UN METALLO GIÀ DEFORMATO È MENO FACILMENTE DEFORMABILE: INCRUDIMENTO.



- A σ_1 : CARICO SUFFICIENTE A METTERE IN MOTO LE PRIME DISLOCAZIONI. SUCCESSIVAMENTE SI MUOVONO E SI MOLTIPLICANO.
- RIMOSSO IL CARICO = RECUPERO ELASTICO

- 1ª PROVA (DI TRAZIONE): SELVA DI DISLOCAZIONI: VIA VIA SI BLOCCANO L'UNA CON L'ALTRA
- 2ª PROVA: LA DEFORMAZIONE ELASTICA CONTINUA FINO A CHE NON ARRIVO A UN CARICO SUPERIORE A QUELLO A CUI SIAMO ARRIVATI NELLA 1ª PROVA: HO UN CARICO TALE DA VINCERE LA REPUSSIONE TRA LE DISLOCAZIONI E RICOMINCIA A METTERE IN MOTO LE DISLOCAZIONI.
- POSSO FARE QUESTO (CARICO, SCARICO) MOLTE VOLTE. A OGNI CICLO AUMENTO IL CARICO PER INNESECIARE LA DEFORMAZIONE PLASTICA

2. AFFINAMENTO DEL GRANO

UN BORDO DI GRANO (BG) PUÒ ESSERE DESCRITTO COME UN IMPILAMENTO DI DISLOCAZIONI. UN MURO CHE NON FA PASSARE ALTRE DISLOCAZIONI.

IN UN BG NON C'È RETICOLO CRISTALLINO (C'È UN'ALTISSIMA DENSITA' DI DISLOCAZIONI) E LE DISLOCAZIONI NON SI POSSONO MUOVERE.

I BORDI DI GRANO COSTITUISCONO DEGLI OSTACOLI ALLA DEFORMAZIONE PLASTICA A TEMPERATURA AMBIENTE.

GRANI PIÙ PICCOLI → PIÙ BORDI → PIÙ RAFFORTAMENTO

I MATERIALI POLICRISTALLINI A GRANI FINI HANNO UN CARICO DI SNERVAMENTO PIÙ ELEVATO DEI MATERIALI CRISTALLINI A GRANI GROSSI.

EQUAZIONE DI HALL-PETCH

ESISTE UNA RELAZIONE TRA LA RESISTENZA ALLA DEFORMAZIONE DI UN MATERIALE (DUREZZA, CARICO DI SNERVAMENTO) E LA DIMENSIONE DEL GRANO.

$$D = D_0 + k d^{-1/2}$$

DUREZZA

D_0 = RESISTENZA INTRINSECA

d = DIMENSIONE MEDIA DEI CRISTALLI (I BG, ESSENDO VISIBILI AL MICROSCOPIO OTTICO, CONSENTONO DI MISURARE LA DIMENSIONE MEDIA DEI CRISTALLI)

ESEMPI DI RAFFORZAMENTO SS (SOLUZIONE SOLIDA):

LEGHE DI RAME (Cu) - STAGNO (Sn) : BRONZE

E' UNA SOLUZIONE SOLIDA CHE HA LA STRUTTURA RETICOLARE DEL RAME (Cu) CON UN ATOMO DI Sn (PIU' ^{MOLTO} GRANDE) AL POSTO DI UN ATOMO DI RAME.

IL RETICOLO E' FORTEMENTE DISTORTO, QUINDI SI CREA UN RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA SOSTITUZIONALE. HO PERO' BASSA SOLUBILITA' DEL Sn. LA DISLOCAZIONE PER SOPRAVVE QVESTA ZONA DOVRA' AVERE UN CARICO CHE CONVINCA GLI ATOMI DI Cu A SPOSTARSI ULTERIORMENTE DA LUE DUE POSIZIONI DI EQUILIBRIO.

LEGHE DI RAME (Cu) E ZINCO (Zn) : OTTONI *

ESSENDO GLI ATOMI DI ZINCO (PIU' PICCOLI RISPETTO A QUELLI DI Sn) PIU' SIMILI A QUELLI DI RAME (Zn LEGGERAMENTE PIU' GRANDI DI Cu), IL RETICOLO E' DEBOLMENTE DISTORTO, QUINDI HO UN MINOR RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA SOSTITUZIONALE. HO PERO' ALTA SOLUBILITA' DEL Zn. FINO AL 40%.

CAMPI TENSIONALI : PASSAGGIO DISLOCAZIONI

REGOLA GENERALE: I CAMPI TENSIONALI GENERATI DAGLI ATOMI SOSTITUZIONALI (SITUAZIONE CHE SI VERIFICA DI PIU') O INTERSTITIALI SI OPPONGONO AL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI PERCHE' I CAMPI TENSIONALI SI RESPINGONO.

CI SONO ALCUNI CASI PARTICOLARI: IN CUI I CAMPI TENSIONALI SI ANNULLANO O COMUNQUE VANNO A DIMINUIRE PERCHE' HANNO SEGNO OPPOSTO.

LE ATMOSFERE DI COTTRELL (VANI MAT. METALLICI)

ATOMO SOSTITUZ. + GRANDE DELL'ATOMO DEL RETICOLO (VAE VICEVERSA)
SU DI ESSO: STATO DI COMPRESSIONE

⇒ SARA' ATTRAITO DALLA ZONA DI TRAZIONE DI UNA DISLOCAZIONE A SPIGOLO (ATMOSFERE DI COTTRELL) E RESPINTO DALLA ZONA DI COMPRESSIONE.

* POSSO METTERE MOLTO Zn : COMUNQUE IL CARICO DI SNEANVAMENTO CRESCE POCO CRESCE DI PIU' METTENDO POCO Sn.

QUANDO UNA DISLOCAZIONE A SPIGOLO ATTRAVERSA UNA ZONA CON DEI PRECIPITATI
MECCANISMO DI OROWAN

LA DISLOCAZIONE QUANDO ARRIVA IN PROSSIMITA' DEL PRECIPITATO SI DISTORCE
 E RIESCE A SUPERARE I PRECIPITATI LASCIANDO INTORNO A CIASCUN PRECIPITATO
 UNA NUOVA DISLOCAZIONE AD ANELLO. LE DISLOCAZIONI SUCCESSIVE,
 CHE INCONTRERANNO I PRECIPITATI CON INTORNO LE DISLOCAZIONI AD ANELLO,
 FARANNO PIU' FACILE A PASSARE (PER REPULSIONE) → MECCANISMO DI RAFFORZAMENTO
 E' COME SE LE DISLOCAZIONI AL LORO PASSAGGIO LASCIASSERO UN PRECIPITATO PIU' GRANDE



STRUTTURE CRISTALLINE

7 SISTEMI CRISTALLINI: DA CUI SI RICEVANO, CONSIDERANDO CHE OGNI SISTEMA
 CRISTALLINO PUO' AVERE PIU' VARIANTI:

14 RETICOLI (DI BRAVAIS): DA CUI SI OTTENGONO, CONSIDERANDO CHE IN OGNI
 NODO POSSO AVERE PIU' ATOMI:

230 CLASSI CRISTALLINE

<p>CUBIC $a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	
<p>TETRAGONAL $a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	
<p>ORTHORHOMBIC $a \neq b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	
<p>HEXAGONAL $a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90^\circ$ $\gamma = 120^\circ$</p>	
<p>MONOCLINIC $a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90^\circ$ $\beta \neq 90^\circ$</p>	
<p>TRICLINIC $a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$</p>	

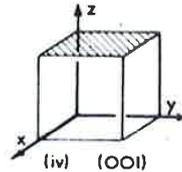
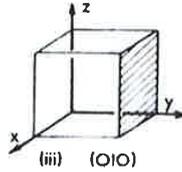
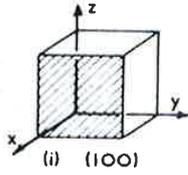
4 Types of Unit Cell:
 P = Primitive
 I = Body-Centred
 F = Face-Centred
 C = Side-Centred

+
 7 Crystal Classes
 → 14 Bravais Lattices

PIANI CRISTALLOGRAFICI

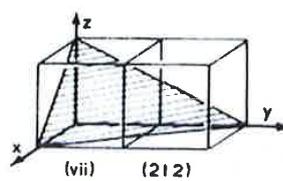
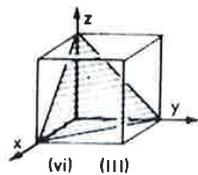
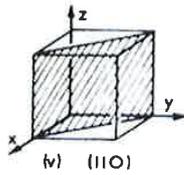
SONO RAPPRESANTATI DAGU INDICI DI MILLER (hkp)

QUESTI SONO I RECIPROCI (NORMALIZZATI A NUMERI INTERI) DELLE INTERSEZIONI DEL PIANO CON GLI ASSI DI RIFERIMENTO.



(V) INTERSECA:

$$\begin{matrix} x & A & 1 & \rightarrow & 1 \\ y & A & 1 & \rightarrow & 1 \\ z & A & 0 & \rightarrow & 0 \end{matrix} \quad (110)$$

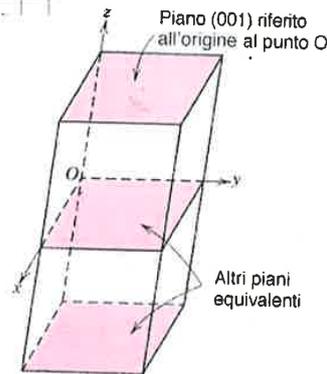
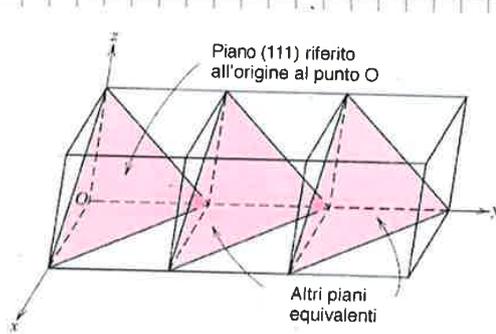


(VII) INTERSECA:

$$\begin{matrix} x & A & 1 & \rightarrow & 1 \\ y & A & 2 & \rightarrow & 1/2 \\ z & A & 1 & \rightarrow & 1 \end{matrix} \quad (1 \frac{1}{2} 1)$$

$$(1 \frac{1}{2} 1) \rightarrow (2 \ 1 \ 2)$$

I PIANI TRA DI LORO PARALLELI SONO EQUIVALENTI → HANNO INDICI UGUALI. (PER PARLARNE GENERALMENTE) SI INDICANO CON LA NOTAZIONE {hkp}



• M. ATOMI PER CELLA = $(1 + 8 \cdot \frac{1}{8}) = 2$

• M. DI COORDINAZIONE = M. DI ATOMI VICINI AI QUALI UN ATOMO È LEGATO = 8
 (MI METTO NEI PANNI DI UN ATOMO E VEDO QUANTI CE NE SONO VICINI)

• FCA (APF) = $\frac{M \text{ ATOMI PER CELLA} \cdot V \text{ SINGOLO ATOMO}}{V \text{ CELLA}} = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3}{a^3}$

APF = $\frac{2 \cdot (\frac{\sqrt{3}}{4} a)^3}{a^3} = 0.68$

ESSENDO:

CCC : DIAGONALE CUBO = $R + 2R + R = 4R = \sqrt{3} a \Rightarrow R = \frac{\sqrt{3}}{4} a$

IL FATTORE DI COMPATTAZIONE ATOMICA È IMPORTANTE PERCHÉ MI DICE LA FRAZIONE DI VOLUME OCCUPATO DAGLI A. RISPETTO AL VOLUME DELLA CELLA

CIÒ È LA (SOMMA DEI VOLUMI ATOMICI) / (VOLUME DELLA CELLA) = 0.68 68% DELLO SPAZIO È OCCUPATO DAGLI ATOMI

ALTRI NUMERI IMPORTANTI SONO:

DENSITA' LINEARE

RAPPORTO TRA IL NUMERO DI DIAMETRI ATOMICI INTERSECATI DALLA LINEA CONSIDERATA E LA LUNGHEZZA DELLA LINEA STESSA. (QUANTO È LUNGO IL VETTORE (IN D. ATOMICI))

DENSITA' PLANARE

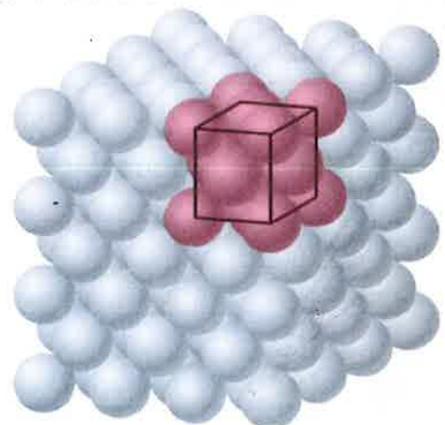
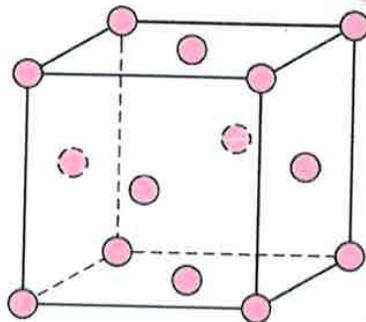
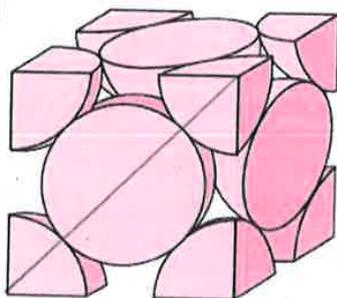
RAPPORTO TRA L'AREA OCCUPATA DAGLI ATOMI I CUI CENTRI SONO TAGUATI DALL'AREA IN ESAME E L'AREA SELEZIONATA.

• LA DIREZIONE A PIÙ ALTO IMPACCHETTAMENTO NEL RETICOLO CCC È LA <111>
 CIOÈ LA DIAGONALE (R + 2R + R). ⇒ SPAZIO VUOTO 0; DENSITA' LINEARE 100%

• IL PIANO A PIÙ ALTO IMPACCHETTAMENTO NEL RETICOLO CCC È IL (110) [ATTENZIONE! DIAGONALE]
DENSITA' PLANARE = 88%. (NON ESISTE 100% D₀)

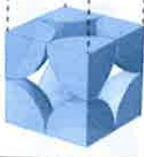
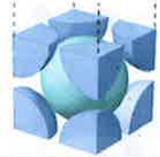
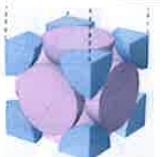
◉ STRUTTURA CUBICA A FACCE CENTRATE (CFC, FCC)

È COSTITUITA DA UNA CELLA UNITARIA CUBICA, CON GLI ATOMI DISPOSTI AI VERTICI DEL CUBO E AL CENTRO DI CIASCUNA FACCIA.



ESEMP: RAME, ALLUMINIO, ORO

RIASSUMENDO:

	Cella cubica primitiva	Cella cubica a corpo centrato	Cella cubica a facce centrate
			
n. Atomi per cella	1	2	4
n. coordinazione	6	8	12
Fattore di compattazione atomica (FCA)	0,524	0,680	0,740
Direzione a più alto impacchettamento		$\langle 111 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
Piano a più elevata densità		$\{110\}$	$\{111\}$

CCC: CASO MENO COMUNE POICHÉ:

IN NATURA GLI ATOMI PREFERISCONO DISPORSI NEL PIÙ VICINO POSSIBILE

→ MINIMO DI ENERGIA LIBERA.

OSSIDI DEL TIPO MeO_2 (1 2)

ESEMPLI: SiO_2 , ZrO_2 (ZIRCONIA)

FREQUENTE ALLOTROPIA

LA STRUTTURA E' DEL TIPO: FCC CON OGNI PUNTO RETICOLARE OCCUPATO DA UN GRUPPO DI 3 IONI (UNO IONE M^{4+} E DUE IONI O^{2-})

LE DIMENSIONI DEGLI IONI SONO DIVERSE: VADO A METTERSI IN QUELLE LACUNE TETRAEDRICHE (E NON IN QUELLE OTTAEDRICHE)

OSSIDI DEL TIPO Me_2O_3 (2 3)

ESEMPLI: Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3

LA STRUTTURA E' DEL TIPO: (ALL'INCIRCA) ESAGONALE

UN TIPO DI IONI (O): STRUTTURA ESAGONALE COMPATTO

L'ALTRO TIPO DI IONI: VA A METTERSI NELLE POSIZIONI OTTAEDRICHE (CONTROIONE)

PERO' SE RIEMPIAMO TUTTE LE LACUNE CON I CONTROIONI ABBIAMO UN ECCESSO DI CARICA.

ALLUMINA: STRUTTURA ESAGONALE COMPATTO = O (OSSIGENO)

(Al_2O_3) LACUNE OTTAEDRICHE = GLI IONI Al^{3+} OCCUPANO $\frac{2}{3}$ DEGLI INTERSTIZI.

- E' UN BUON ISOLANTE TERMO-ELETTRICO

- HA UNA BUONA RESISTENZA A USURA E UNA BUONA PUREZZA. (X UTENSILI DA TAGLIO)

OSSIDI MISTI $MeMe'O_3$ (RAPPORTO STECHIOMETRICO 1-1-3)

HO DUE TIPI DI CATIONI. STRUTTURA TIPO PEROVSKITE ($CaTiO_3$)

IMPORTANTE PER PROPRIETA' PIEZOELETTRICHE E SUPERCONDUTTORI (NEI SENSORI)

PRENDIAMO IN ESAME: $BaTiO_3$

- UNO IONE CATIONE CON GRANDE CARICA: Ti^{4+} E' MOLTO PICCOLO. SI COLLOCA AL CENTRO. NELLA LACUNA OTTAEDRICA DI UN FCC. (LACUNA PIU' GRANDE)

- L'ALTRO CATIONE METALLICO VA A METTERSI AI VERTICI DEL CUBO

- MENTRE L'OSSIGENO VA A CENTRARE LE FACCE.



SE LO IONE CENTRALE SI SPOSTA ANCHE SOLO LEGGERMENTE DALLA SUA POSIZIONE

IMMEDIATAMENTE VENGONO SBILANCIATE TUTTE LE CARICHE AL SUO INTORNO, CHE

SI OPPORRANNO. -> MATERIALE PIEZOELETTRICO (* SENSORI): SE SOTTOPOSTO A UN CAMPO

ELETTRICO SI DEFORMA LA PROPRIA STRUTTURA CRISTALLINA PERCUI RISPONDE CON UN IMPULSO MECC.

(VAE VICEVERSA). IN PRESENZA DI CAMPO ELETTRICO QUESTA STRUTTURA NON E' PIU'

UN CUBO.

* APPLICAZIONI POSSIBILI: TRASDUTTORI, SENSORI, MICRO-MOVIMENTATORI PIEZOELETTRICI.

STRUTTURE DEI SOLIDI MOLECOLARI (POLIMERI): SOLIDI SEMICRISTALLINI

POSSONO ESSERE COSTITUITI DA MOLECOLE DI POCCHI ATOMI O MACROMOLECOLE.

POLIMERI (SOLIDI MACROMOLECOLARI) SONO MACROMOLECOLE LEGATE DA INTERAZIONI DEBOLI. POSSONO AVERE STRUTTURA AMORFA, CRISTALLINA O SEMICRIST.

- BASSE PROPRIETA' MECCANICHE
- PARAMETRI RETICOLARI ALTI → BASSA DENSITA'

FORZE INTRAMOLECOLARI FORTI

FORZE DI COESIONE INTERMOLECOLARI BASSE

LE FORZE INTERMOLECOLARI, SE ELEVATE, FAVORISCONO LA FORMAZIONE DI CRISTALLI.

UN ESEMPIO PUO' ESSERE IL NYLON, NEI QUALI I LEGAMI A IDROGENO UNISCONO TRA DI LORO LE CATENE CON UN ORDINE PRECISO, IN MODO DA FORMARE CRISTALLI.

PROPRIETA' MECCANICHE DEI MATERIALI

PLASTICITA'

I MATERIALI DUTILI, SOLLECITATI OLTRE IL LIMITE ELASTICO, PRIMA DI FRANTUMARSI

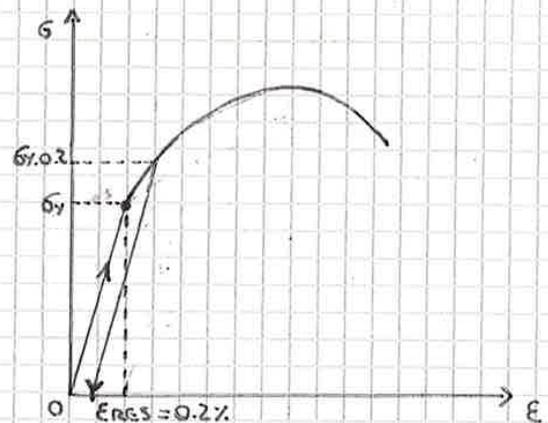
SUBISCONO UNA DEFORMAZIONE IRREVERSIBILE DETTA DEFORMAZIONE PLASTICA.

IL CARICO DI SNERVAMENTO FA DA CONFINE TRA IL CAMPO ELASTICO E

IL CAMPO PLASTICO. (QUESTO PUO' ESSERCI O NON ESSERCI A SECONDA DEL COMPORTAMENTO DEL MTL.)

COME TROVO IL CARICO DI SNERVAMENTO?

- TEORICAMENTE E' IL PUNTO DOVE LA PENDENZA DELLA CURVA CAMBIA RISPETTO AL TRATTO RELATIVO ALLA FASE ELASTICA. (σ_y TEORICO)
- TALVOLTA E' DIFFICILE DA INDIVIDUARE, QUINDI PER CONVENZIONE CONSIDERO COME σ_y IL PUNTO CORRISPONDENTE A UNA DEFORMAZIONE PERMANENTE PARI ALLO 0.2% (INGEGSI 0.1%)



COME LO INDIVIDUO? CARICO IL MATERIALE FINO A UN CERTO PUNTO POI LO SCARICO E VADO A VEDERE LA DEF. PLASTICA RESIDUA. SE NON SUPERO σ_y TEORICO NON HO DEF. PLASTICA.

CONSIDERAZIONI INGEGNERISTICHE SUL CARICO DI SNERVAMENTO σ_y

- PERMETTE DI CALCOLARE QUALE SIA LO SFORZO MASSIMO CHE PUÒ ESSERE APPLICATO SENZA PRODURRE DEFORMAZIONI PERMANENTI.
- QUANDO SI VUOLE CHE UN ELEMENTO NON SI DEFORMI ECCESSIVAMENTE, SI PRENDE IL CARICO DI SNERVAMENTO COME GRANDEZZA DI RIFERIMENTO E SI DIMENSIONA IL PEZZO IN MODO CHE GLI SFORZI AGENTI SIANO A ESSI INFERIORI.
- L'UTILIZZO DI MATERIALI CON CARICO DI SNERVAMENTO ELEVATO PERMETTE LA COSTRUZIONE DI ELEMENTI A SEZIONE PIÙ PICCOLA E QUINDI PIÙ LEGGERI.
- SI UTILIZZERANNO MATERIALI CON CARICO DI SNERVAMENTO BASSO QUANDO PER LA LORO FORMATURA (STAMPAGGIO) DEVONO SUBIRE UNA FORTE DEFORMAZIONE PLASTICA.
- I METALLI PURI HANNO UN CARICO DI SNERVAMENTO MOLTO BASSO, MA UNA GRANDE CAPACITÀ DI DEFORMAZIONE PLASTICA.
- PER RAFFORZARE I METALLI (=ALZARE IL σ_y) = AFFINAMENTO DEL GRANO, SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI O INTERSTITIALI, DEFORMAZIONE, FASI SECONDARIE.

MATERIALE	MICROSTRUTTURA / STATO METALL.	CARICO DI SNERVAMENTO [MPa]
FERRO PURO	MONOCRISTALLO	10
Fe-C (C<0.02%)	RICOTTO	150 SOLUZIONE SOLIDA
Fe-C (C<0.02%)	A GRANI FINI	350 SOLUZ. SOLID + AFF. GRANO
FERRO	POLICRISTALLINO, INCRUDITO	700 INCRUDIMENTO
ACCIAIO (C=0.8%)	PERLITE	1200 SOLUZ. SOLIDA + 2ª FASE
.....
ACCIAIO	PERLITE ULTRAFINE, INCRUDITO	4200 SOL. SOLIDA + SEC. FASE + AFF. GRANO + INCRUDIM.

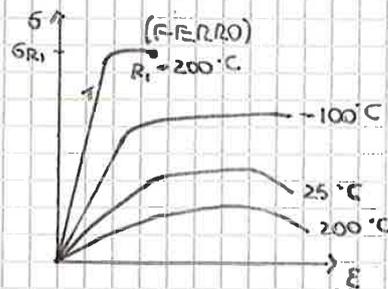
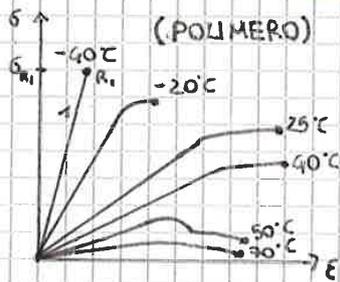
NOTA: MOLTO RESISTENTE → MOLTO FRAGILE
 SE SUPERO σ_y SI ROMPE! NON PASSO IN CAMPO PLASTICO (ROTTURA FRAGILE)

NOTA: HANNO TUTTI LO STESSO COMPORTAMENTO ELASTICO. I MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO AGISCONO SUL CARICO DI SNERVAMENTO E POI SULLA DEFORMAZIONE PLASTICA. IL CAMPO ELASTICO NON HA NULLA A CHE VEDERNE CON LE DISLOCAZIONI E CON I SISTEMI DI RAFFORZAMENTO.

PROPRIETÀ MECCANICHE E TEMPERATURA

LE CURVE σ - ϵ DIPENDONO DALLA TEMPERATURA

ALCUNI MATERIALI (PER LOPIÙ POLIMERI) PASSANO DA UN COMPORTAMENTO FRAGILE A UNO ESTREMAMENTE DUTTILE.



NOTA: CURVA 1 = CURVA DI UN MATERIALE A CUI COSTA MENO ENERGIA ROMPERSI CHE DEFORMARSI PER σ_{R1} ALLA TEMPERATURA T_1 .

GLI ATOMI A BASSA TEMPERATURA SONO PIÙ VICINI \Rightarrow I LEGAMI SONO PIÙ FORTI \Rightarrow IL MATERIALE DIVENTA PIÙ RIGIDO E LE DISLOCAZIONI HANNO MINOR CAPACITÀ DI MOVIMENTO. \Rightarrow MATERIALE PIÙ FRAGILE.

NON TUTTI I MATERIALI HANNO QUESTO INFRAGUMENTO A BASSA TEMPERATURA. (DIPENDE DALLA STRUTTURA).

PROPRIETÀ DEI POLIMERI

\rightarrow I POLIMERI SONO MATERIALI A COMPORTAMENTO FRAGILE O DUTTILE.

○ POLIMERI TERMOPLASTICI \rightarrow DEFORMAZIONE PLASTICA 500%

(POLIETILENE A BASSA DENSITÀ HDPE)

IN TALI POLIMERI \rightarrow DEFORMAZIONI = "SROTOLAMENTO" E SCORRIMENTO RELATIVO DELLE MOLECOLE (MACRO) (NON PER LA PRESENZA DI DIFETTI (DISLOCAZIONI) NÈ PER IL MOVIMENTO DI PIANI CRISTALLINI).

○ GOMME O ELASTOMERI \rightarrow DEFORMAZIONE ELASTICA FINO AL 700%

NON HANNO DEFORMAZIONE PLASTICA.



○ TERMOINDURENTI \rightarrow COMPORTAMENTO ELASTICO DIPENDENTE DAL TEMPO. NON RITORNANO IMMEDIATAMENTE ALLE DIMENSIONI INIZIALI MA SOLO DOPO UN DETERMINATO TEMPO. COMPORTAMENTO ANELASTICO O VISCOELASTICO.

(LA CURVA DI SCARICO NON CORRISPONDE ALLA CURVA DI CARICO ...)

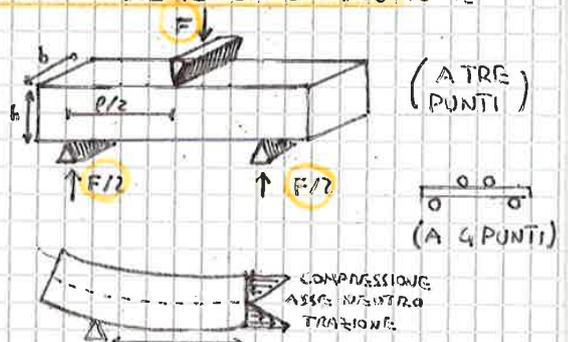
+ ROTTURA FRAGILE

- MOLTO SPESSE LA RESISTENZA A TRAZIONE È PIÙ BASSA DELLA RESISTENZA A COMPRESSIONE.
- I MATERIALI MOLTO FRAGILI RESISTONO DA TRE A SEI VOLTE IN PIÙ A COMPRESSIONE CHE A TRAZIONE. → LA P. DI COMPR. È UTILE PER I MATERIALI FRAGILI.
- LA PRESENZA DI UNA CRICCA È MOLTO PIÙ DETERIA IN TRAZIONE (ESSA VIENE ESTESA) CHE NON IN COMPRESSIONE (ESSA VIENE CHIUSA).
- BISOGNA TENER PRESENTE CHE LA PROVA DI COMPRESSIONE SORRASSIMA LE PRESTAZIONI DEL MATERIALE CHE IN ESERCIZIO (SOLLECITAZIONI COMPRESSE) PUÒ ESSERE SOGGETTO A FRATURA PRECOCE.

FLESSIONE

(VIDEOLEZIONE 18)

- È UTILE PER I MATERIALI FRAGILI. I MATERIALI STRUTTURALI SONO SPESSE SOTTOPOSTI IN ESERCIZIO A CARICHI DI FLESSIONE IN CUI È PRESENTE UNA COMPONENTE DI TRAZIONE. LA PROVA DI COMPRESSIONE NON È SUFFICIENTE A PREVENIRE IL COMPORTAMENTO E SORRASSIMAREBBE LE PROPRIETÀ DEL MATERIALE.
 - È UNA PROVA DI FACILE ESECUZIONE.
 - I PROVINI NON SONO SAGOMATI
 - LA META' SUPERIORE DEL PROVINO È SOLLECITATA A COMPRESSIONE, QUELLA INFERIORE A TRAZIONE.
 - PUÒ ESSERE A TRE / QUATTRO PUNTI: QUESTO ULTIMO RESTITUISCE MIGLIORI VALORI STATISTICI E RESISTENZE INFERIORI.
- (IL TEST DI FLESSIONE A 4 PUNTI PUNTA AD AVERE UNA PARTE CONSISTENTE DEL CAMPIONE SOTTOPOSTO A CARICO MASSIMO INVECE DI UN PUNTO SOLO).



CREEP

(COME SI COMPORTANO I MATERIALI AD ALTA TEMPERATURA)

- ALCUNI OGGETTI SONO SOTTOPOSTI A CARICHI MODESTI, MA IN AMBIENTI AD ALTA TEMPERATURA. PER ESEMPLO: TURBINE TERMO-ELETTRICHE. (DIPENDE DAL MATERIALE)
- L'APPLICAZIONE AD ALTA TEMPERATURA DI UN CARICO COSTANTE (MINORE DI $0,1$) PUÒ PROVOCARE UNA DEFORMAZIONE PROGRESSIVA NEL TEMPO.
- TEMPERATURA OMOLOGA $T_0 = \frac{T_{EFFETTIVA}}{T_{FUSIONE}}$
- IL CREEP SI VERIFICA PIÙ RAPIDAMENTE AD ALTA T_0 OMOLOGA.

COMINCIA $T_0 > 0,4$

MATERIALI METALLICI	$T_0 > 0,3 - 0,4 T_{FUSIONE}$
MATERIALI CERAMICI	$T_0 > 0,6 - 0,7 T_{FUSIONE}$
POLIMERI E VETRI	$T_0 > T_g$ (CORRISPONDE A $\eta = 10^3 - 10^4$ POISE) ??

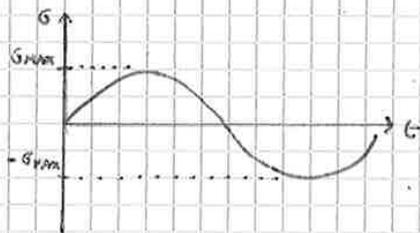
PROGETTAZIONE PER BUONA RESISTENZA AL CREEP

- SCEGLIERE UN MATERIALE CON TENSIONE ELEVATA
- AUMENTARE LE DIMENSIONI DEL GRANO IDEALE = CRISTALLO SINGOLO
- BLOCCARE I BORDI DI GRANO (VEDI. TECN. MAT. METALLICI)
- SISTEMI DI RAFFORZAMENTO PER BLOCCARE LE DISLOCAZIONI. SE BLOCCO (E DISLOC. BLOCCO ANCHE IL CREEP.)
- LAVORARE CON MATERIALI COMPOSITI (NE PARLEREMO)
- MIGLIORARE I SISTEMI DI RAFFREDDAMENTO → PER ABBASSARE LA TEMPERATURA.

LA FATICA NEI MATERIALI

2^a SCELTA MODULARE
(PROBLEMA ADEGUATE FASE DI DECISIONE E AFFIDABILITÀ)

DEGRADO NELLA RESISTENZA MECCANICA SUBITO DA UN MATERIALE QUANDO È
SOTTOPOSTO A SFORZO CICLICO CON σ APPLICATA $< \sigma_y$ (CARICO DI SNERVAMENTO)



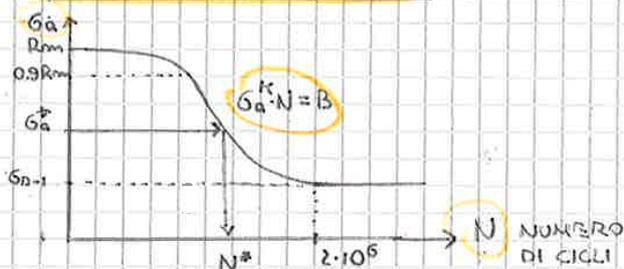
CAMPO MECCANICO

COSTITUISCE LA CAUSA PRINCIPALE DI ROTTURA DI COMPONENTI IN ESERCIZIO (PIÙ DELL'80%)

DEFINISCO UNA TENSIONE LIMITE OLTRE LA QUALE IL MATERIALE SOPPORTA UN NUMERO
INFINITO DI CICLI (OPPURE TOT GIRI, IN GENERALE 10^7 CICLI).

QUESTA TENSIONE LIMITE MI SERVE PER DIMENSIONARE.

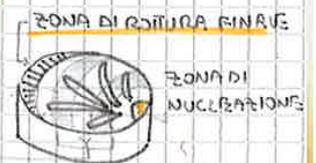
DIAGRAMMA DI WÖHLER ($\sigma_a - N_c$)



MECCANISMO DELLA FATICA

$\sigma_a < \sigma_{a-1} \Rightarrow N = \infty$ MA...

1. UNA DEF. PLASTICA (DANNO INIZIALE) LOCALIZZATA IN CORRISPONDENZA UNA ZONA DI CONCENTRAZIONE DELLE SOLLECITAZIONI (INTAGLI, SPIGOLI VIVI, DIFETTI SUPERFICIALI), CRICCHE, PORI
2. INNESCO DI UNA O PIÙ CRICCHE
3. COALESCEZZA DI CRICCHE PER FORMARE UNA O PIÙ MACROCRICCHE
4. PROPAGAZIONE DI UNA O PIÙ MACROCRICCHE.
5. ROTTURA DI SCHIANTO (FRAGILE) DELLA SEZIONE RESIDUA.



LINEE DI ARRESTO (DI SPAGLIA BEACHMARKS → FRONTI DI AVANZ. DELLA CRICCA

FATTORI CHE INFLUENZANO LA RESISTENZA A FATICA:

- LA CONCENTRAZIONE DEGLI SFORZI
- LA TEMPERATURA DI ESERCIZIO
- LA CONDIZIONE SUPERFICIALE
- L'AMBIENTE CORROSIVO

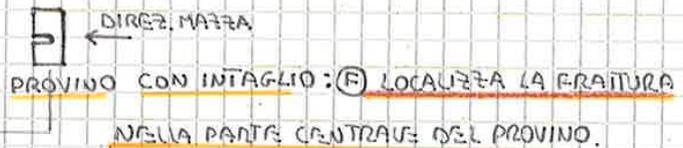
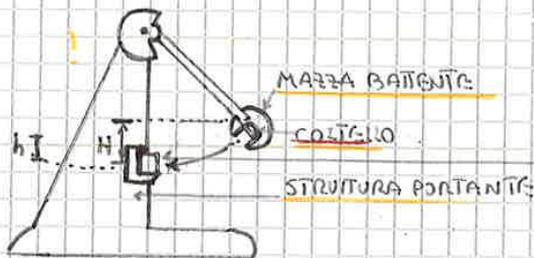
TENACITA' E RESILIENZA

(VIDEOLEZIONE 19)

LA TENACITA' E' UNA MISURA DELLA QUANTITA' DI ENERGIA CHE UN MATERIALE E' IN GRADO DI ASSORBIRE PRIMA DI GIUNGERE A ROTTURA.

LA RESILIENZA E' UNA MISURA DELLA QUANTITA' DI ENERGIA CHE UN MATERIALE E' IN GRADO DI ASSORBIRE PRIMA DI GIUNGERE A ROTTURA PER UTO. MISURO LA FRAGILITA'.

PENDOLO DI CHADY (→ RESILIENZA)

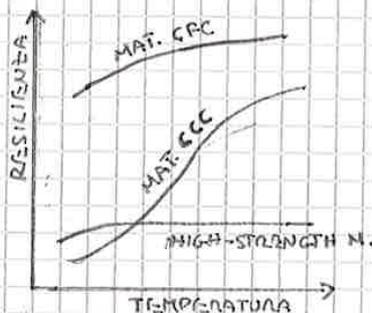


PORTO LA MAZZA A UNA CERTA h : COSI' CONOSCO L'ENERGIA POTENZIALE CHE HA IL PENDOLO. LASCIO LIBERO DI CADERE IL PENDOLO; QUESTO IMPATTA CONTRO IL PROVINO. SE $h < h_p$ E' SUFFICIENTE IL PROVINO SI SPACCA = PROVA VALIDA. LA MAZZA RISSALE DALL'ALTRA PARTE A UNA ALTEZZA $h < h$

TANTO PIU' h E' PICCOLO TANTO PIU' IL MATERIALE HA AVUTO DEF. PLASTICA (TANTO PIU' E' DUTILE, TENACE, RESILIENTE)

SE INVECE IL MATERIALE E' FRAGILE, IL PENDOLO TORNA ALLA STESSA ALTEZZA: $h = h$

RESILIENZA E TEMPERATURA (PROBLEMI: NAVI-TIGERBERG; FUNIVIA MONTE PIANCO)



M. FCC: STRUTTURA COMPATTA → ELEVATA CAPACITA' DI DEF. PLASTICA

M. CCC: MOBILITA' DELLE DISLOCAZIONI DIMINUISCE CON LA T

→ SONO FRAGILI A TASSA

PROPRIETÀ TERMICHE DEI MATERIALI

IL RISCALDAMENTO

→ IL CONTENUTO ENERGETICO DI UN SOLIDO AUMENTA QUANDO AD ESSO SI FORNISCE CALORE.

TALE ENERGIA CONTENUTA NEL SOLIDO PUO' ESSERE:

- IMMAGAZZINATA COME ENERGIA CINETICA DEGLI ATOMI/IONI/MOLECOLE CHE COSTITUISCONO IL SOLIDO: AUMENTO DI TEMPERATURA

- IMMAGAZZINATA COME ENERGIA POTENZIALE DEGLI ATOMI/IONI/MOLECOLE CHE COSTITUISCONO IL SOLIDO: DILATAZIONE TERMICA

PRESENTI CONTEMPORANEAMENTE.

- UTILIZZATA PER TRASFORMAZIONI DI FASE (SENZA INCREMENTO DELLA TEMPERATURA)

→ CON IL RISCALDAMENTO AUMENTA L'AMPLEZZA DELLE VIBRAZIONI TERMICHE

(ENERGIA CINETICA); AUMENTA LA TEMPERATURA

LE VIBRAZIONI TERMICHE POSSONO ESSERE:

- VIBRAZIONI DEGLI ATOMI/IONI/MOLECOLE INTORNO ALLE LORO POSIZIONI DI EQUILIBRIO.
- VIBRAZIONI DEGLI ATOMI ALL'INTERNO DELLE MOLECOLE (POLIMERI)
- MOTI ROTATORI DELLE MOLECOLE

VIENE INOLTRE INTERESSATO DAL RISCALDAMENTO IL MOTO DEGLI ELETTRONI (MET. E SEMICOND.)

L'ENERGIA FORNITA ATTRAVERSO IL CALORE NON SI TRASFORMA TUTTA IN ENERGIA CINETICA

DEGLI ATOMI/IONI/MOLECOLE; CONTRIBUISCE ANCHE ALLA DILATAZIONE TERMICA

(ENERGIA POTENZIALE) OSSIA ALL'INCREMENTO DELLE DISTANZE DI LEGAME TRA ATOMI/IONI/MOLECOLE.

PROPRIETÀ TERMICHE DI INTERESSE TECNOLOGICO

1) CAPACITÀ TERMICA (/ CALORE SPECIFICO)

2) CONDUCIANTÀ TERMICA

3) DILATAZIONE TERMICA

1) CAPACITÀ TERMICA

È LA MISURA DI QUANTO UN CORPO SIA CAPACE DI ASSORBIRE L'ENERGIA FORNITA.

OVVERO È LA MISURA DI QUANTO AUMENTA LA TEMPERATURA DEL CORPO, DATO UN VALORE DI E. SI MISURA COME RAPPORTO TRA LA QUANTITÀ DI CALORE ASSORBITA (dQ) E LA VARIAZIONE DI TEMPERATURA OSSERVATA (dT).

$$C = \frac{dQ}{dT} \quad \left[\frac{J}{K} \right]$$

POSSO MISURARE C MANTENENDO COSTANTE LA PRESSIONE ESTERNA OPPURE IL VOLUME

DEL SOLIDO. $C_V = \frac{dQ}{dT}$, $V=K$; $C_P = \frac{dQ}{dT}$, $P=K$ (PER NOI: $P=K \Rightarrow C_P$)

CALORE SPECIFICO = È LA CAPACITÀ T. DI UNA MASSA UNITARIA DI MATERIALE (ES: 1 kg)

$$C = m \cdot c_{sp} \quad [kg] \cdot \left[\frac{J}{kg \cdot K} \right] = \left[\frac{J}{K} \right] \quad (SI)$$

QUINDI IN UN MATERIALE IL CALORE È TRASPORTATO DAI:

- FONONI

- ELETTRONI

$$k = k_e + k_s \quad \text{CONDUCEBILITÀ TERMICA}$$

LA CONDUCEBILITÀ TERMICA È FUNZIONE DELLA TEMPERATURA.
ALL'AUMENTARE DELLA T PEGGIORA LA PROPAGAZIONE DEI FONONI

(K CERAMICI DIMINUISCE CON L'AUMENTARE DI T) ⇒ CERAMICI OTTIMI ISOLANTI

LA PROPAGAZIONE ELETTRONICA È COSTANTE RISPETTO A T

(K DEI METALLI È COSTANTE CONT)

→ | NEI METALLI $k = k_e$ CON k_s TRASCURABILE
| NEGLI ALTRI MATERIALI $k = k_s$ CON k_e TRASCURABILE

(CONDUCEBILITÀ = CONDUCEBILITÀ)

• CONDUCEBILITÀ ELETTRONICA = MOLTO EFFICIENTE ⇒ METALLI = ELEVATA CONDUCEBILITÀ

→ LA CONDUCEBILITÀ TERMICA, INOLTRE, DIPENDE DAI DEFETTI RETICOLARI, DALLA MICROSTRUTTURA E DAL PROCESSO DI LAVORAZIONE IMPIEGATO.

LADDOVE CI SONO SISTEMI DI RAFFORZAMENTO ⇒ CONDUCEBILITÀ INFERIORE

(⇒ O RAFFORZO IL MATERIALE O LO RENDO UN BUON CONDUTTORE. È MOLTO DIFFICILE OTTENERE ENTRAMBE LE COSE.)

I METALLI PIÙ RESISTENTI MECCANICAMENTE (ALTO CARICO DI SNERVAMENTO) NON SONO DEI BUONI CONDUTTORI TERMICI (E ELETTRICI).

• CONDUCEBILITÀ FONONICA = MENO EFFICIENTE ⇒ CERAMICI = BUONI ISOLANTI

I CERAMICI CON UNA STRUTTURA CRISTALLINA PIÙ COMPATTA, BASSO PESO ATOMICO ED ELEVATO MODULO ELASTICO PRODUCONO FONONI AD ALTA ENERGIA CHE FAVORISCONO UNA MAGGIORE CONDUCEBILITÀ TERMICA (E ELETTRICA).

IL DIAMANTE È L'UNICO CERAMICO CON ELEVATA CONDUCEBILITÀ TERMICA PERCHÈ RISPONDE BENE A TUTTE QUESTE CARATTERISTICHE.

I VETRI HANNO CONDUCEBILITÀ TERMICA INFERIORE AI CERAMICI → DIFFICOLTÀ DI PROPAGAZIONE DELLE ONDE VIBRAZIONALI IN ASSENZA DI RETICOLO.

MATERIALI CERAMICI POROSI: IL TRASFERIMENTO DI CALORE ATTRAVERSO I PORI È LENTO E INEFFICIENTE ⇒ BASSA CONDUCEBILITÀ TERMICA.

ALCUNI MATERIALI CERAMICI POROSI SONO UTILIZZATI PER ISOLAMENTO TERMICO.

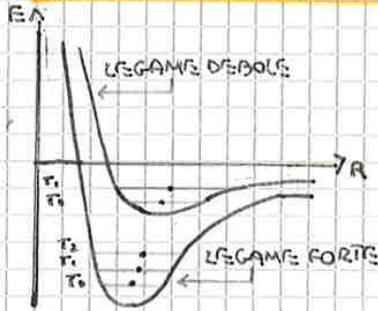
I MATERIALI POROSI SONO ISOLANTI, MA FRAGILI E POCO RESISTENTI.

NOTA: L'ARIA È UN CATTIVO CONDUTTORE: AUMENTANDO LE DIM. DEI PORI ⇒ + ARIA

⇒ PEGGIORA ANCORA DI PIÙ LA CONDUCEBILITÀ T.

CONDUCEBILITÀ = CONDUCEBILITÀ

LA CURVA DI COUDON-MORSE CAMBIA A SECONDA DEL TIPO DI LEGAME.



LEGAME FORTE: GLI ATOMI STANNO A LIVELLI ENERGETICI MOLTO BASSI => SONO STABILI.

LEGAME DEBOLE: BUCCA DI POTENZIALE MENO PROFONDA

GLI ATOMI STANNO A LIVELLO ENERGETICI PIU' ALTI

INOLTRE NOTA: LA CURVA E' SPOSTATA DI PIU' VERSO DESTRA:

=> DISTANZE MAGGIORI (MORF. LEG. DEBOLI)

COEFFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA (α)

METALLI	$\alpha \approx 5-25 \cdot 10^{-6} [K^{-1}]$
CERAMICI	$\alpha \approx 0.5-15 \cdot 10^{-6} [K^{-1}]$
POLIMERI	$\alpha \approx 50-400 \cdot 10^{-6} [K^{-1}]$

I POLIMERI HANNO COEFFICIENTI DI DILATAZIONE TERMICA PIU' ALTI PERCHÉ CARATTERIZZATI DA LEGAMI DEBOLI.

• I MATERIALI POLIMERICI TERMOPLASTICI POSSIEDONO ELEVATA ESPANSIONE TERMICA PERCHÉ LE CATENE MACROMOLECOLARI SONO LEGATE TRA LORO SOLO DA LEGAMI DEBOLI (FORZE DI VAN DER WAALS) E NON CI SONO RETICOLAZIONI.

• NEI MATERIALI TERMOINDURENTI, IN CUI SONO PRESENTI RETICOLAZIONI (LEGAMI COVALENTI SOSTITUISCONO LEGAMI DI VAN DER WAALS TRA MACROMOLECOLE); IL VALORE DI ESPANSIONE TERMICA E' PIU' BASSO (RESINE FORTEMENTE RETICOLATE).

-> METTIAMO ORA INSIEME ALCUNE CARATTERISTICHE' (DIPENDENTI DALLA STESSA ORIGINE/CAUSA)

LEGAME FORTE: ALTO MODULO ELASTICO, ALTO PUNTO DI FUSIONE, BASSO COEFF. DI DILATAZ. T

LEGAME DEBOLE: BASSO MODULO ELASTICO, BASSO PUNTO DI FUSIONE, ALTI COEFF. DI DILATAZ. T

PROBLEMA DI NATURA MECCANICA - DILATAZIONE

IL VERIFICARSI DEL FENOMENO DELLA DILATAZIONE TERMICA LINEARE RICHIEDE

LA PRESENZA DI (GIUNTI DI DILATAZIONE) IN PARTICOLARI STRUTTURE CHE

NEI LORO USO DEBBANO SUBIRE VARIAZIONI DI TEMPERATURA, NATURALMENTE,

QUANDO IL SISTEMA NON PUO' ESPANDERSI LIBERAMENTE, SI GENERANO

TENSIONI CHE POSSONO PORTARE ALLA DEFORMAZIONE O ROTURA DELLA STRUTTURA

SE QUESTA NON E' IN CONDIZIONE DI RESISTERE.

GIUNTI DI DILATAZIONE = SONO NELLE FESSURE DI SPAZIO LIBERO CHE SI LASCIANO

IN MANIERA DI PERMETTERE UN CERTO GIOCO TRA I DUE PEZZI -> GLI DA' UN

CERTO GRADO DI LIBERTA' -> GLI PERMETTE DI DILATARSI / CONTRARSI.

SE:

$\sigma = E \epsilon = E \alpha_p (T_0 - T_f) = E \alpha_p \Delta T$

SCALDO: $\Delta T < 0 \Rightarrow \sigma < 0 \Rightarrow$ COMPRESSIONE

RAFFREDDO: $\Delta T > 0 \Rightarrow \sigma > 0 \Rightarrow$ TRAZIONE

QUESTA TENSIONE INTERNA PUÒ SUPERARE IL CARICO DI SNERVAMENTO: SE LO SUPERA →
MATERIALE PLASTICO: IL PEZZO SI DISTORCE

MATERIALE CERAMICO: NON SI SVIRGOLA MA SI SPACCA PERCHÉ NON HA DEF. PLASTICA

$$R = \frac{\sigma_{rottura} K}{E \alpha_p} \quad \text{RESISTENZA SHOCK TERMICI}$$

PER LE BASSE VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO IL MASSIMO SBALZO DI T. SOPPORTABILE
DA UN MATERIALE PUÒ ESSERE VALUTATO COME:

$$\Delta T \approx \frac{\sigma_p}{E \alpha_p} \quad \Delta T \text{ MASSIMO SOPPORTABILE} \quad \text{SE SI SUPERA: DEFORMAZ. O ROTTURA}$$

VOGL DIRE CHE SE LO SBALZO È MOLTO VELOCE POSSIAMO TRASCURARE
LA CONDUCCIBILITÀ TERMICA! PERCHÉ SE È MOLTO VELOCE, PER QUANTO POSSA CONDURRE
IL MATERIALE, SI CREA UN ΔT AL SUO INTERNO.

NOTA: LA RESISTENZA AGLI SHOCK TERMICI NON È UN'ALTRA PROPRIETÀ DEL MATERIALE
MA È IL MANIFESTARSI ALL'INTERNO DEL MATERIALE AL MOMENTO DEL RISCALDAMENTO/
RAFFREDDAMENTO (SOPRATTUTTO SE AVVIENE VELOCEMENTE) DI DUE PROPRIETÀ IMPORTANTI:
LA CONDUCCIBILITÀ E LA DILATAZIONE.

FATICA TERMICA

MATERIALI SOGGETTI A CICLI DI RISCALDAMENTO/RAFFREDDAMENTO LAVANDO
A FATICA TERMICA.

LE TENSIONI LOCALIZZATE POSSONO PORTARE A FRATTURE.

INOLTRE I RIPETUTI CICLI TERMICI POSSONO MODIFICARE LA MICROSTRUTTURA DEL
MATERIALE (IN MODO PIÙ O MENO SUPERFICIALE, SECONDO LA STORIA TERMICA),
ACCENTUANDO GLI EFFETTI NEGATIVI.

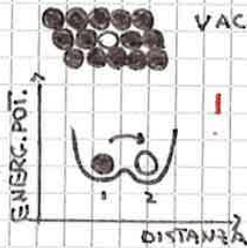
ESEMPIO: LA FATICA TERMICA PUÒ DANNEGGIARE I PIATTI INGHISA DELLE FRIZIONI
PER I VELOCI CICLI TERMICI DI RISCALDAMENTO RAFFREDDAMENTO.

1 DIFFUSIONE PER VACANZE

PASSAGGIO DI UN ATOMO DA UNA POSIZIONE DEL RETICOLO CRISTALLINO A UNA ADIACENTE CHE PRECEDENTEMENTE ERA VUOTA (VACANZA); IL FLUSSO DEGLI ATOMI E QUELLO DELLE VACANZE SONO OPPOSTI.

LA DIFFUSIONE PER VACANZE AVVIENE SE:

- ATOMO HA ENERGIA SUFF. → VIBRAZIONI TERMICHE PERMETTONO DI SUPERARE LA BARRIERA EN. POTENZIALE.
- DISPONIBILITA' SPAZIO VUOTO IN CUI SPOSTARSI → UNA VACANZA.



1. POSIZIONE DI EQ. COND. MINIMO DI ENERGIA
 2. DI NUOVA POSIZ. DI EQ. COND. MINIMO DI ENERGIA
- 1 → 2 (NEL MEZZO) L'ATOMO PER PASSARE (LA VACANZA E' PIU' PICCOLA UNA POSIZIONE RETICOLARE) DEVE FARSI SPAZIO, DEVE AVERE ABB. E.

$$V = P_L \cdot P_E$$

FREQUENZA DELLO SPOSTAMENTO DEGLI ATOMI.

P_L = PROB. DI TROVARE VACANZA ADIACENTE

P_E = PROB. DI AVERE EN. SUFF.

NB: > PTD DI FUSIONE ⇒ EN. UEGAME TRA GLI ATOMI > ⇒ > ENERGIA DI ATTIVAZIONE.

$T \uparrow \Rightarrow \uparrow [VACANZE]$ E INTENSITA' DELLE VIBRAZIONI ATOMICHE ⇒ \uparrow VEL. DIFFUSIONE
⇒ LA DIFFUSIONE E' UN PROCESSO ATTIVATO TERMICAMENTE!

2 DIFFUSIONE INTERSTIZIALE (MODO PIU' RAPIDA)

PASSAGGIO DI UN ATOMO DA UNA POSIZIONE INTERSTIZIALE A UN'ALTRA POSIZIONE INTERSTIZIALE ADIACENTE CHE PRECEDENTEMENTE ERA VUOTA (LACUNA INTERSTIZIALE):

ATOMI PICCOLI (H, C, N, O)

- IN MOLTE LEGHE METALLICHE LA DIFF. INTERSTIZIALE AVVIENE MOLTO PIU' RAPIDAMENTE RISPETTO ALLA DIFFUSIONE DI VACANZE: AVVIENE SENZA SPOSTARE PERMANENTEMENTE NESSUNO DEGLI ATOMI DEL RETICOLO CRISTALLINO.
 - GLI ATOMI INTERSTIZIALI SONO PIU' PICCOLI E QUINDI PIU' MOBILI
 - CADE LA NECESSITA' DI AVERE UNA VACANZA VICINO.
- ESISTONO MOLTE PIU' POSIZIONI INTERSTIZIALI LIBERE CHE NON VACANZE → MAGGIOR PROBABILITA' DI MOVIMENTI ATOMICI INTERSTIZIALI.

LA BARRIERA DI POTENZIALE CHE DEVO SUPERARE E' PIU' BASSA

FAITORE CHE INFLUENZA LA DIFFUSIONE: T

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad \text{COEFF. DI DIFFUSIONE}$$

D_0 = PRE-ESPONENZIALE INDIPENDENTE DALLA T [m^2/s]

Q_d = ENERGIA DI ATTIVAZIONE DELLA DIFFUSIONE [J/mol] : EN. RICHIESTA PER PRODURRE IL MOVIMENTO DI DIFFUSIONE DI UNA MOLE DI ATOMI.

SE E' ALTO \Rightarrow IL COEFF. DI DIFFUSIONE E' BASSO.

R = COSTANTE DEI GAS $8,31 \left[\frac{\text{J}}{\text{molK}} \right]$

T = TEMP. ASSOLUTA [K]

3 DIFFUSIONE A BORDO DI GRANO

LA MIGRAZIONE ATOMICA PUO' SEGUIRE PERCORSI PREFERENZIALI \rightarrow DISLOCAZIONI, BORDI DI GRANO E SUPERFICI ESTERNE.

\rightarrow VELOCITA' DI DIFFUSIONE MAGGIORI MA QUASI SEMPRE TRASCURABILI PERCHE' LE SEZIONI DI MATERIALE COINVOLTE SONO ESIGUE (NUMERO LIMITATO DI ATOMI)

TUTTO CIO' CHE E' STATO DETTO VALE ANCHE PER GLI OSSIDI

DIFFUSIONE NEI CRISTALLI IONICI (X VACANZA)

UNO IONE SI PUO' MUOVERE ALL'INTERNO DI UN SISTEMA CRISTALLINO PASSANDO DA UN SITO OCCUPATO A UN SITO VACANTE (VACANZA) \rightarrow QUINDI LA CONDUCEVITA' IONICA E' POSSIBILE SOLO SE SONO PRESENTI DIFETTI RETICOLARI

(DIFETTI PUNTUALI DI SCHOTTKY E FRENKEL)

ESEMPIO SIGNIFICATIVO: ZIRCONIA (ZrO_2) β

- IL POLIMORFO CUBICO AD ALTA T DELLA ZIRCONIA, ZrO_2 , HA LA STRUTTURA DELLA FLUORITE, E PUO' ESSERE STABILIZZATO A TAMB MEDIANTE FORMAZIONE DI SOLUZIONI SOLIDE CON CaO , MgO , ...
- TALI "ZIRCONIE STABILIZZATE" SONO BUONI CONDUTTORI IONICI O^{2-} AD ALTE T, SPECIALMENTE PERCHE' IL MECCANISMO DI FORMAZIONE DELLE SOLUZIONI SOLIDE PORTA ALLA FORMAZIONE DI SITI O^{2-} VACANTI PER PRESERVARE L'ELETRONEUTRALITA'.

NATURA FISICA E CHIMICA DEI POLIMERI

(VIDEOLEZIONE 23)

MACROMOLECOLE = CATENE LINEARI O RAMIFICATE DI UNITÀ RIPETITIVE (ALMENO 10)

UNITÀ RIPETITIVA = È L'UNITÀ CHIMICA MINIMA DELLA CUI RIPETIZIONE LA CATENA POLIMERICA È FORMATA.

MONOMERI = SONO I REAGENTI DA CUI SI PARTE PER OTTENERE IL POLIMERO:

DERIVANO PRINCIPALMENTE DAL PETROLIO E DAL METANO.

LEGAMI ALL'INTERNO DELLE CATENE = FORTI DI NATURA COVALENTE

LEGAMI TRAVE CATENE = LEGAMI DEBOLI (TERMOELASTICI - LEGAMI DI VANDER WAALS)

COVALENTI (RESINE TERMOINDURENTI)

PONTI S (ELASTOMERI)

I LEGAMI INTERMOLECOLARI INFLUENZANO PROPRIETÀ TERMICHE, RIGIDITÀ, VISCOSITÀ E RESISTENZA MECCANICA DEL MATERIALE.

USO DI CARICHE = ANCHE FINO ALL'80%.

- I RIPIEMPITIVI, RIDUCONO I COSTI DI PRODUZIONE DEL POLIMERO E SI TRATTA DI MATERIALI POVERI, SCARTI DI ALTRE LAVORAZIONI (CAOLINO, POLVERE DI MARMO, FARINA DI LEGNO, ...)
- GLI ADDITIVI IMPLICANO UN AUMENTO DI PRESTAZIONI: POSSONO MIGLIORARE LA RESISTENZA TERMICA, LA STABILITÀ DIMENSIONALE, LA RESISTENZA ALL'ABRAZIONE. (A VOLTE! DICIAMO CHE IL LORO RUOLO PRINCIPALE È LA RIDUZIONE DEI COSTI)

ESEMPI DI ADDITIVI IMPIEGATI:

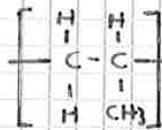
- I RINFORZANTI: MIGLIORANO LA RESISTENZA A TRAZIONE, A FLESSIONE, A USURA E ALL'URTO. SONO COSTITUITI DA PARTICELLE, FIBRE CORTE O LUNGHE DI NATURA INORGANICA OD ORGANICA, DISPERSE OMOGENEAMENTE O CONCENTRATE NELLE ZONE PIÙ SOLLECITATE. ES. VETRO
- GLI ANTIOSSIDANTI, MIGLIORANO LA STABILITÀ NEI RIGUARDI DEGLI AGENTI ATMOSFERICI, CONTRASTANDO IL DEGRADO PROVOCATO DALL'OSSIGENO E FAVORITO DA LUCE E CALORE. ES. SOLFATO/SOLFITO DI Pb.
- I LUBRIFICANTI, MIGLIORANO LA LAVORABILITÀ DEL MATERIALE FACILITANDO LO SCORRIMENTO DEL FUSO NEGLI STAMPI. ES. S.
- I COLORANTI E I PIGMENTI, AGGIUNTI CON FUNZIONE ESTETICA.
- ANTISTATICI, IGNI-UGHI, POROFORI, RIGONFIANTI, AGGIUNTI PER SVOLGERE FUNZIONI PARTICOLARI.

TERMOPLASTICI

A) COMPOSIZIONE CHIMICA DELL'UNITÀ RIPETITIVA



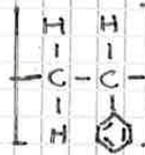
POLIETILENE (PE)



POLIPROPILENE (PP)



POLIVINILCLORURO (PVC)



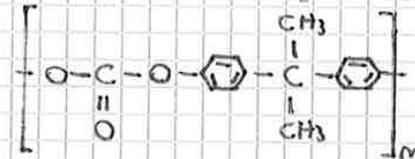
POLISTIRENE (PS) (= CHIMICAMENTE)

POLISTIRENO È PRODOTTO CON UN RICOGLIMENTO DA ERVENI: FIANTE → SCHIUMA.



POLIMETILMETACRILATO

(PMMA)



POLICARBONATO

DERIVATI DEL POLIETILENE:

SOSTITUZIONE DI UNO O PIÙ IDROGENI CON GRUPPI SOSTITUZIONALI

- SE L'IDROGENO È SOSTITUITO DA UN ATOMO (Cl, F):

A SECONDA DELL'ELETRONEGATIVITÀ DELL'ATOMO SOSTITUENTE SI AVVIANO FORZE DI VAN DER WAALS PIÙ FORTI;

- SE L'IDROGENO È SOSTITUITO DA UN GRUPPO SOSTITUZIONALE:

TANTO PIÙ IL GRUPPO È INGOMBRANTE:

- CATENE IRREGOLARI (RAMIFICATE),
- DIFFICOLTÀ DI CRISTALLIZZAZIONE,
- AUMENTO DELLA RIGIDITÀ,
- AUMENTO DELLA T DI RANNOIAMENTO;

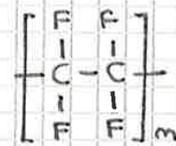
IL POLIETILENE (PE) $T_g = -90^\circ\text{C}$



- IL PIÙ USATO MATERIALE TERMOPLASTICO
- DERIVA DALL'ETILENE (C_2H_4) → GAS DERIVATO DAL PETROLIO
- PUÒ ESSERE OTTENUTO CON ELEVATO GRADO DI CRISTALLINITÀ
- ELEVATA RESISTENZA ALLA CORROSIONE, RESISTENZA AI SOLVENTI (TIPICO DEI TERMOPLASTICI A ELEVATA CRISTALLINITÀ)
- PROPRIETÀ ISOLANTI
- SI PRESENTA COME INCOLORE E SEMITRASPARENTE.
- DEGRADO PER ESPOSIZIONE ALLA LUCE → PUÒ ESSERE ADDIZIONATO DI DIVERSI COLORANTI O ADDITIVI (NERO FUMO)
- TENACE E FLESSIBILE
- BUONA STABILITÀ DIMENSIONALE

POLITETRAFLUOROETILENE (TEFLON)

- SOSTITUISCE TUTTI GLI ATOMI DI H CON F;
- ALTAMENTE CRISTALLINO
- ECCELLENTI RESISTENZA AL CALORE (USATO FINO A 270 °C) E INERZIA CHIMICA,
- ISOLANTE ELETTRICO, NON BRUCIA.
- USATO IN INDUSTRIA CHIMICA (SERBATOI ANTICORROSIONE, VALVOLE, CONDOTTI) E UTENSILI DOMESTICI (SUPERFICI ANTIADERENTI)



③ NUMERO MEDIO DI CATENE LATERALI (INFLUENZA SULLE PROPRIETA' MECCANICHE COME RESISTENZA A TRAZIONE E DUREZZA)

POLIETILENE AD ALTA DENSITA':

CATENE POLIMERICHE NON RAMIFICATE → FACILMENTE "IMPACCHETTATE" ⇒ ⇒ MAGGIOR GRADO DI CRISTALLINITA' (FINO AL 95%) ⇒ MAGGIOR RESISTENZA MECCANICA E MAGGIOR DUTTILITA'.

POLIETILENE A BASSA DENSITA':

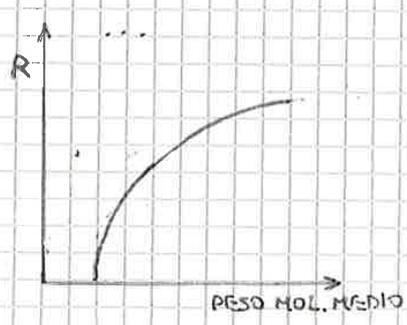
POLIMERO RAMIFICATO ⇒ NON PUO' FORMARE BLOCCHI CRISTALLINI COME IL MATERIALE LINEARE QUINDI E' ALTAMENTE AMORFO.

UTILIZZI = PACKAGING, BOTTIGLIE, CONTENITORI PER USO DOMESTICO
CONTENITORI PER PRODOTTI CHIMICI, RIVESTIMENTI DI CAVI.

③ LUNGHEZZA MEDIA / MASSA MOLECOLARE MEDIA (INFLUENZA LE PROPRIETA' MECCANICHE PER ESEMPPIO; IL PUNTO DI RANNOIAMENTO E LA RESISTENZA MECCANICA)

- IL GRADO DI POLIMERIZZAZIONE INDICA IL NUMERO DI MONOMERI COSTITUENTI IL POLIMERO.
- IL PESO MOLECOLARE DI UN POLIMERO [g/mol] E' LA SOMMA DEI PESI ATOMICI IN TUTTI GLI ATOMI PRESENTI NELLA CATENA POLIMERICA.

$M = x \cdot PM_C + y \cdot PM_H + z \cdot PM_O + \dots$ MASSA MOLECOLARE MEDIA
 $x = n \cdot \text{ATOMI DI CARBONIO (GR. DI POLIM.)}$



- GRADO DI POLIMERIZZAZIONE
 SE E' ALTO NE CONSEGUCE:
 ⇒ ALTO PESO MOLECOLARE
 ⇒ ALTO PUNTO DI FUSIONE
 ⇒ ELEVATA RESISTENZA MECCANICA (R)

PER RESISTERE UN POLIMERO: AUMENTO 14 UNITA' RIPETITIVE

(E) STEREOCHIMICA

È LA DISPOSIZIONE NELLO SPAZIO DEI GRUPPI SOSTITUENTI

I GRUPPI SOSTITUENTI POSSONO PRESENTARE DIFFERENTI ORIENTAMENTI NELLO SPAZIO RISPETTO ALLA CATENA PRINCIPALE:

ESEMPIO: CONSIDERANDO IL POLIPROPILENE

POLIPROPILENE ISOTATTICO: GRUPPI SIMMETRICI DA UNO STESSO LATO DELLA CATENA (ELEVATA CRISTALLINITÀ)

POLIPROPILENE SINDIOTATTICO: GRUPPI ALTERNATI SUI DUE LATI DELLA CATENA

POLIPROPILENE ATATTICO: NON VI È UN ORDINE PRECISO

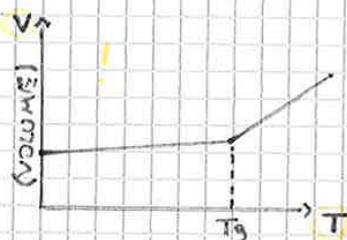
DISPOSIZIONE RANDOM:

TEMPERATURA DI TRANSIZIONE VETROSA (T_g)

TEMPERATURA A CUI NON SONO PIÙ PRESENTI LEGAMI DI VAN DER WAALS TRA CATENE POICHÉ LE VIBRAZIONI TERMICHE SONO SUFFICIENTI A ROMPERLI.

RIGUARDA LA COMPONENTE AMORFA NEL MATERIALE.

DA $T > T_g$ IL MATERIALE NON È PIÙ UN SOLIDO (ATOMI/MOLECOLE SLEGATI)



NEI POLIMERI LA DEFORMAZIONE PLASTICA NON È DOVUTA AL MOTO DELLE DISLOCAZIONI MA AL MOVIMENTO DELLE MACROMOLECOLE IN MODO DA ASSORBIRE IL CARICO APPLICATO.

PER $T > T_g$: STATO PLASTICO/GOMMOSO (TERMINI + DIFFUSI, MA TECNICAMENTE SBAGLIATI → SI COMPORTRANO COME UN L. MOLTO VISCOSO)
LE CATENE SI POSSONO MUOVERE FACILMENTE.

QUINDI QUANDO PRENDIAMO UN PEZZO DI POLIMERO E LO PIEGHIAMO, LE MOLECOLE SI MUOVONO PER TROVARE ALTRE CONFIGURAZIONI, PER DIMINUIRE LA SOLLECITAZIONE.

$T < T_g$: POLIMERO FRAGILE E DURO

DUE CASI POSSIBILI:

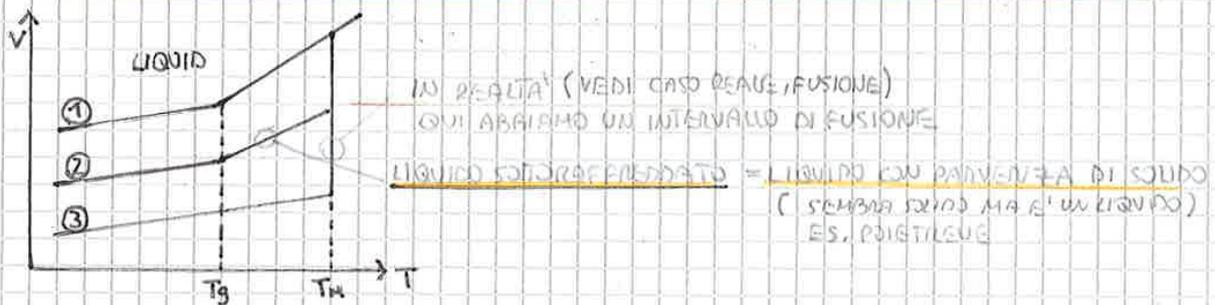
- LE CATENE SONO ARRABBIANATE FORTI PER RESISTERE ALLA FORZA CHE VIENE APPLICATA, E IL CAMPIONE NON SI PIEGA PLASTICAMENTE;
- LA FORZA APPLICATA È TROPPO ELEVATA PERCHÉ LE CATENE POLIMERICHE, IMMOBILI, POSSANO RESISTERE, NON POTENDO SI MUOVERE PER DIMINUIRE LA SOLLECITAZIONE, IL CAMPIONE DI POLIMERO SI ROMPE IN MODO FRAGILE;

FUSIONE ≠ TRANSIZIONE VETROSA

LA FUSIONE È UNA TRANSIZIONE CHE SI OSSERVA NEI POLIMERI SEMI-CRISTALLINI (PER LA LORO COMPONENTE CRISTALLINA), LA FUSIONE SI VERIFICA QUANDO LE CATENE POLIMERICHE PERDONO OGNI ORDINE CRISTALLINO E DIVENTANO UN LIQUIDO DISORDINATO.

LA TRANSIZIONE VETROSA È UNA TRANSIZIONE DEI POLIMERI AMORFI E SEMICRISTALLINI (PER LA LORO COMPONENTE AMORFA). LA TRANSIZIONE VETROSA SI VERIFICA QUANDO SI ROMPONO I LEGAMI DI VAN DER WAALS TRA LE CATENE POLIMERICHE DISORDINATE E QUESTE SI COMPORTANO COME UN LIQUIDO MOLTO VISCOSO (STATO AMORFO PLASTICO) / GOMMOSO

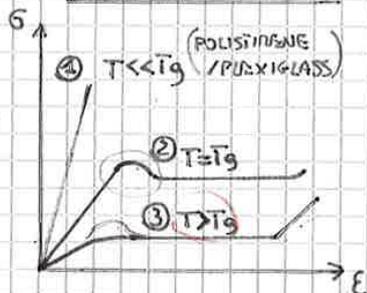
I POLIMERI SEMICRISTALLINI MOSTRANO ENTRAMBE LE TRANSIZIONI: LA COMPONENTE AMORFA MOSTRA LA TRANSIZIONE VETROSA E QUELLA CRISTALLINA LA FUSIONE.



- ① MATERIALE NEL TUTTO VETROSO: TRANSIZ. VETROSA
- ② MATERIALE SEMICRISTALLINO: SIA TRANSIZ. VETROSA SIA FUSIONE
- ③ MATERIALE CRISTALLINO: FUSIONE

VEDIAMO ORA:

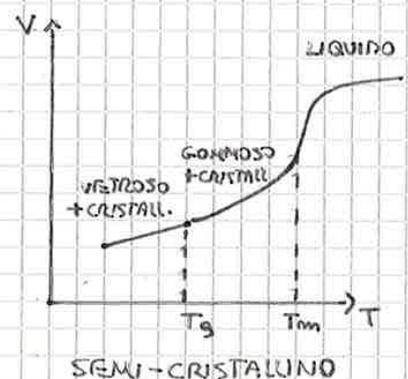
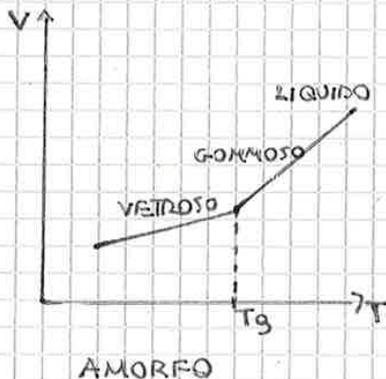
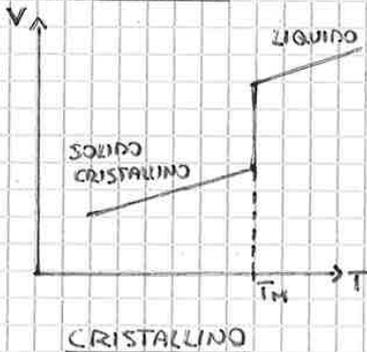
CURVA DI TRAZIONE DI UN POLIMERO



CURVA INGEGNERISTICA

- ① RIGIDO, FRAGILE, E GUEVATO; ANZE CAMPO ELASTI → ROTURA
- ② È PIÙ BASSO; GORRA = COMP. VISCOELASTICO; TRAZI COST = DEF. PLASTICA
- ③ (ESEMPIO: POLIETILENE) È MOLTO BASSO; DEF. VISCOELASTICA, DEF. ELASTICA, TRAZI FINALE = TRAZI NELLO STIRO A FREDDO

RIASSUMENDO:



FRATTURA FRAGILE DEI POLIMERI

ANCHE IN CASO DI ROTTURAZIONE FRAGILE I POLIMERI ASSORBONO UNA CERTA QUANTITÀ DI ENERGIA PER VIA DI UN ORIENTAMENTO LOCALE DELLE CATENE (PIÙ RESISTENTI DEI VETRI SICILI)

SE L'ENERGIA IMPARTITA DAL CARICO NON È MOLTA LA CRACK SI PUÒ ARRESTARE. CIÒ È VIGORE TUTTA DISSIPATA DA QUESTO MECCANISMO DI ORIENTAMENTO DELLE CATENE IN PROSSIMITÀ DELLA CRACK.

2 MATERIALI TERMOPLASTICI DUTILI (ABS)

COMPORIAMO VISCOELASTICO. SIAMO SOPRA T_g .

STRETOLAMENTO REVERSIBILE DI CATENE POLIMERICHE

→ DISTENSIONE REVERSIBILE DELLE CATENE → DEF. VISCOELASTICA

OLTRE LO STRETOLAMENTO INSORGE LA DEFORMAZIONE PLASTICA (VISCOPLASTICA)

COME STRIZIONE ⇒ LA STRIZIONE SI PROPAGA A TUTTO IL PROVINO ⇒

DEFORMAZIONE PLASTICA MOLTO CONSISTENTE A CARICO COSTANTE

ALLINEAMENTO DELLE CATENE NELLA DIREZIONE DEL CARICO ⇒ AUMENTO

NELLA CRISTALLINITÀ NEL MATERIALE NEL CORSO DELLA PROVA ⇒ SI OSSERVA

UN CAMBIAMENTO DI COLORE (IMBIANCAMENTO) [PERCHÉ CAMBIA L'INDICE DI RIFR. CAMBIA IL RETIC.]

→ DISTENSIONE IRREVERSIBILE DELLE CATENE → DEF. VISCOPLASTICA

ABS È UNA SIGLA CHE INDIVIDUA UNA CLASSE DI COPOLIMERI ⇒ A

SECONDA DEI RAPPORTI TRA I COMPONENTI ESSI HANNO CARATTERISTICHE DIVERSE.

A ACRILONITRILE = RESISTENZA TERMICA E CHIMICA

B BUTADIENE = RESISTENZA ALL'URTO

S STIRENE = RIGIDITÀ, RESISTENZA MECCANICA E FACILITÀ DI PREPARAZIONE.

USI PRINCIPALI: TUBAZIONI DI SCARICO E DI VENTILAZIONE DI EDIFICI, PARTI INTERNE DI FRIGORIFERI E APPARECCHIATURE DOMESTICHE, VAUGIE RIGINE, MENSOLE E SCAFFALI, PARTI ESTERNE DI APPARECCHIATURE ELETTRONICHE O FOTOGRAFICHE, TASTIERE, ECC...

CARICHI DI STRETOLAMENTO

ABS PER ALTO IMPATTO: $\sigma_y = 33-41$ MPa

ABS PER BASSO IMPATTO: $\sigma_y = 41-52$ MPa MA + FRAGILITÀ

ALTRE CARATTERISTICHE MECCANICHE:

RESILIENZA

L'ENERGIA DI FRATTURA E' PIU' ELEVATA DI QUELLA DEI VETRI INORGANICI ANCHE PER I POLIMERI FRAGILI: SI FORMANO REGIONI DISTORTE LOCALIZZATE; ALLINEAMENTO DELLE CATENE => FLUOMENTI DI ASSORBIMENTO DI ENERGIA.

FATICA

ANCHE I POLIMERI SOFFRONO DI ROTTURA PER FATICA
 CI SONO POLIMERI CON LIMITE DI FATICA DEFINITO ALTRI CON UN AUMENTO NON ASINTOTICO.

ABBIAMO VISTO I TERMOPLASTICI; ORA VEDIAMO I:

TERMOINDURENTI (RESINE)

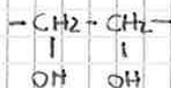
- SONO POLIMERI RETICOLATI
- I LEGAMI TRA CATENE SONO COVALENTI => UNA SOLA MACROMOLECOLA INFINITAMENTE GRANDE A STRUTTURA TRIDIMENSIONALE
- UTILIZZATI COME MATRICI PER COMPOSITI, ADESIVI, VERNICI E SIGILLANTI.
- LA Tg NON HA PIU' SENSO: PERCHE' LA Tg E' LA T ALLA QUALE SI ROMPONO I LEGAMI DI VAN DER WAALS,
- SONO TIPICAMENTE MOLTO RIGIDI E MOLTO FRAGILI
- HANNO COMPORTAMENTO PLASTICO NEI PRIMI STADI PREPARATIVI, MA UNA VOLTA INDURITI NON RAMMOLDISCONO PER SUCCESSIVO RISCALDAMENTO
- NON FONDONO => SI DECOMPONGONO A TEMPERATURA ELEVATA. LEGAMI TUTTI COVALENTI
- PIU' LEGAMI COVALENTI CI SONO TRA LE CATENE => PIU' ENERGIA DI COESIONE TRA LE CATENE VI E' => RESISTENZA MECCANICA E TERMICA SUPERIORI
- LAVORAZIONI MENO RAPIDE E FACILI DEI TERMOPLASTICI: UNA VOLTA CHE HO UN BLOCCO DI RESINA POSSO FARE POU POCO. => QUINDI DEVO ASPETTARE A RETICOLARLO FINCHE' NON HA LA FORMA DEFINITIVA. RETICOLAZIONE = ULTIMA FASE DI LAVORAZIONE.
- INSOLUBILI E INFUSIBILI => DIFFICILMENTE RICICLABILI

RESINE POLIESTERE

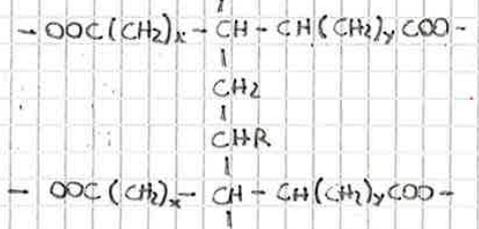
LE RESINE POLIESTERE SI OTTENGONO PER ESTERIFICAZIONE DI MISCELE DI ACIDI ORGANICI CON GLICOLI ALIFATICI

ACIDI ORGANICI = QUELLI CHE HANNO UN GRUPPO COOH

GLICOLI ALIFATICI = CATENA DI CH2 + 2 GRUPPI OH

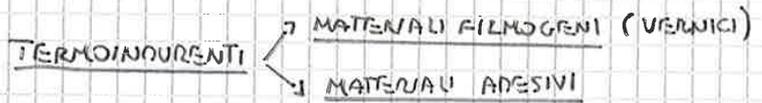
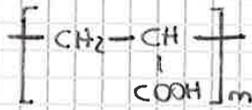


DI SOLITO UNO ALL'INTERIO E UNO ALLA FINE



RESINE ACRILICHE

- SONO DERIVATE DALLA POLIMERIZZAZIONE DELL'ACIDO ACRILICO $CH_2=CH-COOH$
- ALLA BASE DI MATERIALI FILMOGENI (VERNICI) PER AUTOVEICOLO
- ACIDO ACRILICO = ACIDO CARBOSSILICO $COOH$ + DOPPIO LEGAME $CH_2=CH$
- IL GRUPPO $COOH$ È IL GRUPPO CHE SI FA REAGIRE PER CREARE LA STRUTTURA RETICOLATA
- POSSONO ESSERE TERMOPLASTICI O TERMOINDURENTI



→ MATERIALI FILMOGENI (VERNICI)

(VIRTEUZIONI 26)

- I MATERIALI FILMOGENI SONO IMPIEGATI PER REALIZZARE RIVESTIMENTI ANTICORROSIONE E PER MIGLIORARE L'ASPETTO ESTETICO DEI COMPONENTI.
- I RIVESTIMENTI SONO MULTISTRATO: UN PRIMO STRATO DEFINITO "FONDO" O "PRIMER", HA LA FUNZIONE DI ADERIRE ALLE SUPERFICI PER FACILITARE LA GIUNZIONE CON GLI STRATI ESTERNI DI "COPERTURA" E/O DI "FINITURA".

I LEGANTI FILMOGENI PIÙ COMUNI SONO:

- LE RESINE POLIESTERE (DA GLICOLI E ACIDI BICARBOSSILICI)
- LEGANTI ACRILICI TERMOPLASTICI, COSTITUITI DA COPOLIMERI DI METACRILATI E ACRILATI CHE CONFERISCONO BRILLANTEZZA E RESISTENZA ALL'INVECCHIAMENTO.
- LEGANTI ACRILICI TERMOINDURENTI, ADATTI ALLA RETICOLAZIONE, CHE ORIGINANO FILM BRILLANTI E DURI, RESISTENTI ALE ALTE TEMPERATURE E ALL'ATTACCO DI AGENTI CHIMICI.
- LEGANTI POLIURETANICI OBTENUTI MESCOLANDO, AL MOMENTO DELL'USO, DISOCIANATI ($-N=C=O$) CON COMPOSTI CONTENENTI GRUPPI $-OH$; $-NH_2$; $-COOH$; SI OBTENGONO FILM TENACI, FLESSIBILI, STABILI ALLA LUCE, BRILLANTI E CHIMICAMENTE RESISTENTI.

VERNICIATURA DELLE AUTO

LAMIERA, ZINCATURA, FOSFATAZIONE, ANTICORROSIONE, FONDO, SMALTO COLORATO, VERNICE TRASPARENTE.

→ MATERIALI ADESIVI

PER UNIRE TRA DI LORO DEI COMPONENTI SI POSSONO ADOTTARE TECNOLOGIE DI GIUNZIONE DISCONTINUA: AVVITATURA, RIVETTATURA, SALMATURA PER PUNTI; OPPURE SI PUÒ RICORRERE A GIUNZIONI CONTINUE: SALMATURA CONTINUA O IMPIEGO DI ADESIVI.

GLI ADESIVI GARANTISCONO BUONA DISTRIBUZIONE DELLE SOLLECITAZIONI, CONFERISCONO RIGIDEZZA, SMONTANO LE VIBRAZIONI RIDUCENDO LA RUMOROSITÀ, NON CREANO SOLLECITAZIONI LOCALIZZATE CHE POSSONO INDEBOLIRE CASCHE, NON SONO ANTISTETICI.

IN BUONA SOSTANZA SONO DUKUE FORZE PRINCIPALI CHE CARATTERIZZANO UN ADESIVO:

FORZE ADESIVE: TIPICAMENTE VAN DER WAALS $0,1-40 \text{ kJ/mol}$

FORZE DI COESIONE: DIPENDONO DALL'ADESIVO

UN PROBLEMA IMPORTANTE NELL'IMPIEGO DEGLI ADESIVI NELLE PRODUZIONI DI SERIE È IL TEMPO NECESSARIAMENTE LUNGO RICHIESTO PER IL CONSOLIDAMENTO DEL GIUNTO. DI QUI IL RICORSO AD ADESIVI FUSI CHE SI APPLICANO A CALDO, INDURISCONO PER RAFFREDDAMENTO, RENDENDO RAPIDAMENTE MOVIMENTABILI I COMPONENTI, E POI COMPLETANO LA POLIMERIZZAZIONE IN UN SECONDO TEMPO.

SONO CLASSIFICABILI IN:

ADESIVI TERMOPLASTICI: C'È UN SOLO COMPONENTE CHE INDURISCE PER

X { EVAPORAZIONE DEL SOLVENTE O PER RISOLIDIFICAZIONE, DOPO ESSERE STATO APPLICATO ALLO STATO FUSO; OPPURE NEL CASO DI FILM AUTOADESIVI ESPLICA LA SUA AZIONE PER SEMPLICE PRESSIONE.

ADESIVI TERMOINDURENTI MONOCOMPONENTI: UN SOLO COMPONENTE INDURISCE

PER RISCALDAMENTO A 200°C IN FORNI TRANSIZIONALI, O A INDUZIONE, O AD ALTE FREQUENZE, O A MICRONDE; OPPURE INDURISCE PER ASSORBI-
(=CATAZZAZIONE)
MENTO DI UMIDITÀ ATMOSFERICA. SONO I PIÙ USATI E IMPIEGANO RESINE ACRILICHE, VINILICHE, POLIURETANICHE, EPOSSIDICHE, SILICONICHE.

ADESIVI TERMOINDURENTI BICOMPONENTI: L'INDURIMENTO AVVIENE ALL'ATTO

X NELLA MISCELAZIONE A CALDO DI UN POLIMERO E DI UN CATALIZZATORE.

POSSIAMO MODIFICARE IL GRADO DI ADESIONE DI UN MATERIALE GRAZIE A:

- POLIZIA
- ABRASIONE
- TRATTAMENTI SUPERFICIALI (CORONA/PLASMA ... ⊕ CAMBIARE LA CARICA DELLA SUP.)

UNO INTERESSANTE È IL:

③ TEST DI PREFLINGA = TEST DI STRAPPO

→ SOLTAMENTE VIENE EFFETTUATO SU FILM SOTTILI

OLTRE CHE MISURARE IL CARICO DI ROTTURA DELLA GIUNZIONE È ANCH'È

INTERESSANTE ANDARE A VEDERE LA SUPERFICIE DI ROTTURA PERCHÉ QUESTO

CI PUÒ DIRE QUAL È IL PUNTO DEBOLE ALL'INTERNO DELLA GIUNZIONE E DOVE

DEVO ANDARE A OPERARE PER MIGLIORARE IL TIPO DI GIUNZIONE.

DIVERSI CASI POSSO AVERE:

- 1) ROTTURA COESIVA IN UNO DEI DUE STRATI ⇒ GIUNZIONE PERFETTA
- 2) ROTTURA COESIVA NELL'ADESIVO (SE È TROPPO SPESSO / FORZE DI VAN DER WAALS DEBOLI)
- 3) DISTACCO DELL'INTERFACCIA ADESIVA ⇒ PROBLEMA DI ADESIONE (NON DI COESIONE!)

⇒ DOBBIAMO MIGLIORARE IL TRATTAMENTO SUPERF. DEL METALLO.

4) TIPO MISTO

COSÌ ABBIAMO VISTO I TERMOINDURENTI, ADESSO VEDIAMO:

ELASTOMERI (GOMME)

HANNO UN COMPORTAMENTO IN CAMPO ELASTICO ESTREMAMENTE AMPIO E NESSUNA DEFORMAZIONE PLASTICA (O COMUNQUE NON SI VORREBBE NESSUNA DEFORMAZIONE PLASTICA)

SONO OTTENUTI DA POLIMERI LINEARI PER VULCANIZZAZIONE = REAZIONE

CHIMICA CHE INTRODUCE LEGAMI FORTI A PONTE TRA LE CATENE. PONTI ZOLFO.

⇒ DEFORMAZIONI ELASTICHE MOLTO ELEVATE.

SONO DELLE VIE DI MEZZO TRA TERMOPLASTICI E TERMOINDURENTI PERCHÉ, SÌ,

SONO RETICOLATI MA CON LEGAMI DI RETICOLAZIONE CHIMICAMENTE DIVERSI

E IN MINOR QUANTITÀ.

PONTI ZOLFO MOLTO RARI (MOLTO PIÙ RARI DEI PONTI C-C DEI TERMOINDURENTI RETICOLATI).

LA VULCANIZZAZIONE VIENE ESEGUITA DOPO LO STAMPAGGIO (FASE TERMOPLASTICA; SE NO NON RIUSCIREI A DARE FORMA AL MATERIALE)

IL PRIMO ELASTOMERO CONOSCIUTO È DI ORIGINE NATURALE: IL CAUCCIU

DALL'ALBERO DELLA GOMMA È UN TERMOPLASTICO; POI PUÒ ESSERE VULCANIZZATO,

È QUINDI TRASFORMATO IN GOMMA.

→ A SECONDA DEI PONTI ZOLFO CHE CREIAMO LA GOMMA PUÒ ESSERE PIÙ FLESSIBILE O PIÙ RIGIDA. (A SECONDA DEL NUMERO DI PONTI ZOLFO).

→ I PONTI ZOLFO PERMETTONO UNA DEFORMAZIONE REVERSIBILE (LO STRODLAMENTO, DOVUTO A UN'APPLICAZIONE DI UN CARICO, È REVERSIBILE)

STORICAMENTE, LA PRIMA GOMMA CHE È STATA UTILIZZATA È LA:

1) GOMMA ISOPRENE (NATURALE)

È DETTA NATURALE ANCHE QUANDO È FATTA IN STABILIMENTO INDUSTRIALE.

PERCHÉ HA LA STESSA COMPOSIZIONE CHIMICA DELLA GOMMA CHE VENIVA ESTRATTA DALL'ALBERO DELLA GOMMA.

→ INSATURO

A

→ NON POLARE

* FORMAZIONE POLIMERO: ALCUNI DOPPI LEGAMI SPARISCONO

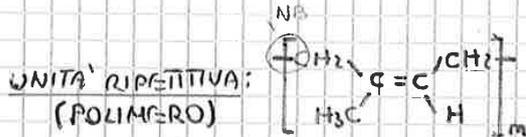
(ISOPRENE)

MONOMERO DI PARTENZA: $CH_2=CH-C(CH_3)=CH_2$

* REAGENTE DI PARTENZA

SE IL R. DI PART. HA DUE DOPPI LEGAMI

⇒ L'UNITÀ RIPET. AVRA' UN DOPPIO LEGAME



NB È UNA GOMMA MOLTO UTILIZZATA PERCHÉ È A BASSO COSTO. E HA UN

BUON COMPROMESSO PER LE PROPRIETÀ MECCANICHE → RESISTENZA A TIRAZIONE; ELEVATA ELASTICITÀ; UTILIZZABILE A BASSE T (T_g = -70 °C) E FINO A 80-90 °C; BASSA INERZIA CHIMICA.

APPLICAZIONE = TASSELLI ELASTICI PER SOSPENSIONI; RESISTENZA A FATICA E AL CREEP; FACILE ADESIONE AI METALLI.

MENO SOTTOPOSTE A USURA

→ LE PARETI DEI PNEUMATICI SONO REALIZZATE CON GOMMA NATURALE

2) GOMMA BUTILICA

→ INSATURO

A

→ NON POLARE

(ISOBUTILENE + ISOPRENE)

MONOMERO DI PARTENZA: $CH_3-C(CH_3)=CH_2 + CH_2=CH-C(CH_3)=CH_2$

UNITÀ RIPETITIVA (POLIMERO): $\left[C(CH_3)_2-CH_2-CH_2-CH=C(CH_3)-CH_2 \right]_m$

APPLICAZIONE = CAMERA D'ARIA DEI PNEUMATICI; PERCHÉ È IMPERMEABILE AI GAS.

NB: HA INOLTRE BUONA INERZIA CHIMICA E PRESENTA UN BASSO VALORE DI T_g

3) GOMMA BUTADIENE-STIRENE

→ INSATURO

A

→ NON POLARE

NON VA BENE QUANDO DEVO

VIAGGIARE SULLA NEVE!

MONOMERO DI PARTENZA: $CH_2=CH-C_6H_5 + CH_2=CH-CH=CH_2$

POLIMERO: $CH-C_6H_5-CH_2-CH_2-CH=CH-CH_2-$

APPLICAZIONE: BATTISTRADA DEI PNEUMATICI; PERCHÉ È RESISTENTE ALLA ABRASIONE

NB: TUTTAVIA HA UNA T_g PIÙ ALTA (PERCHÉ C'È UN ANELLO BENZENICO) → PEGGIORE

5) GOMMA POLIACRILATO

→ SATURO

D
→ POLARE

MONOMERO: $\text{CH}_2=\text{CH}-\overset{\text{O}}{\parallel}{\text{C}}-\text{O}-\text{R}$ UN SOLO DOPIO LEGAME C=C, R = QUALSIASI SOSTITUENTE

POLIMERO: $-\text{CH}_2-\text{CH}_2-\underset{\text{O}}{\underset{|}{\text{C}}}-\text{O}-\text{R}$ (GIÀ VULCANIZZATO)

$-\text{O}- \Rightarrow$ LEGAMI FORTI
ECCELLENTI RESISTENZA AGLI OLI

RESISTENTE ALL'USURA ANCHE AD ALTE T

SE R = F₁₉ → FLUORURATA (GOMMA) = VERAMENTE MOLTO PRESTAZIONALI PERCHÉ?

ABBIAMO DUE ATOMI POLARI, O E F₁₉, QUINDI UNA SERIE DI LEGAMI MOLTO FORTI

APPLICAZIONE: GUARNIZIONI A TENUTA AI FLUIDI

7) GOMMA SILICONICA [D]! (TOP)

CAMBIA LA CHIMICA, NON ABBIAMO PIÙ CATENE POLIMERICHE DATE DA ATOMI DI C

ORA ABBIAMO CATENE POLIMERICHE DATE DA Si-O

-O- ⇒ DA MOLTA RESISTENZA CHIMICA

→ SATURO

D

→ POLARE

STRUTTURA $-\overset{|}{\text{Si}}-\text{O}-\overset{|}{\text{Si}}-\text{O}-\overset{|}{\text{Si}}-\text{O}-\overset{|}{\text{Si}}-\text{O}-\overset{|}{\text{Si}}-\text{O}-$

LE DUE VALENZE RESIDUE PER CIASCUN ATOMO DI SILICIO SONO SATURATE CON

RADICALI ORGANICI DEL TIPO $-\text{CH}_3$, $-\text{C}_2\text{H}_5$, $-\text{C}_6\text{H}_5$ ECC... → + TIPI DI GOMME SILICONICHE

SONO UTILIZZABILI A BASSA E AD ALTA T PER LEGAMI MOLTO FORTI

APPLICAZIONE: ESEMPLO: SILICONI LIQUIDI IMPIEGATI COME LUBRIFICANTI

ABBIAMO COSÌ CONCLUSO LA PARTE SULLA CHIMICA DELLE GOMME.

VEDIAMO ORA LE:

CARICHE (IUNTE)

MESCOlate CON IL POLIMERO PRIMA DELLA VULCANIZZAZIONE

1. MIGLIORANO TRAZIONE, ABRASIONE E DUREZZA: POLVERI DI NERO FUMO, SILICE O SILICATI
2. RIEMPITIVI A BASSO COSTO: CARBONATO DI CALCIO, TALCO

NERO FUMO

- MIGLIORA MODULO ELASTICO, DUREZZA, RESISTENZA, ABRASIONE
- RENDE LA GOMMA PARZIALMENTE INSOLUBILE IN SOLVENTI
- AUMENTA LA VISCOSITÀ DELLA MESCOLA
- SE LE PARTICELLE DI NERO FUMO SONO PIÙ PICCOLE → PIÙ PRESTAZIONALI
- PIÙ RESISTENTI A TRAZIONE, MENO A FATICA.

↳ MA ANCHE PIÙ FRAGILE →

PROPRIETÀ MECCANICHE

(VIDEOLEZIONE 28)

- ALLUNGAMENTO ELASTICO MINIMO DEL 100%
- X • CARICHI DI ROTURA (7-20 MPa)
- LE GOMME A ELEVATE ELASTICITÀ NON SONO SOGGETTE A DEFORMAZIONI PERMANENTI NEANCHE LAVORANDO PER LUNGI TEMPI A ELEVATA SOLLECITAZIONE (GOMME PER GUARNIZIONI A ELEVATA TENUTA).
- MODULO ELASTICO: CARICO NECESSARIO PER RAGGIUNGERE UN ALLUNGAMENTO DEL 100 o 300% (NON È LA PENDENZA, CONCETTO DIVERSO!)

DATI STATISTICAMENTE PIUTOSTO DISPERSI:

- VARIABILITÀ DI COMPOSIZIONE DELLE MESCOLE DI PARTENZA
- DIVERSO GRADO DI ORIENTAZIONE DELLE MOLECOLE A SECONDA DEL PROCESSO PRODUTTIVO.
- PRESENZA NEI CAMPIONI DI DIFETTI AI BORDI DOVUTI AL PROCESSO DI TAGLIO.

(IL TAGLIO NON È PERFETTAMENTE NETTO, RIMANGONO DELLE SBALZATURE, DEGLI INTAGLI
 → ROTTURA PRECOCE)

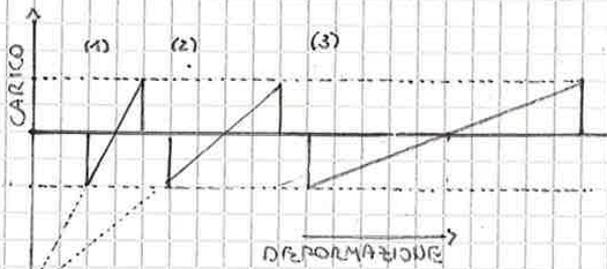
GOMMA NATURALE

- POLISOPRENE
- STRUTTURA IRRIGIDITA DALLA PRESENZA DI PONTI ZOLFO TRA UNA CATENA E L'ALTRA
 ⇒ VULCANIZZAZIONE.
- I PONTI ZOLFO IMPEDISCONO LO SCIVOLAMENTO RELATIVO DELLE CATENE POLIMERICHE
- DEFORMAZIONE REVERSIBILE ANCHE DELL'800%.



• A CARICO COSTANTE:

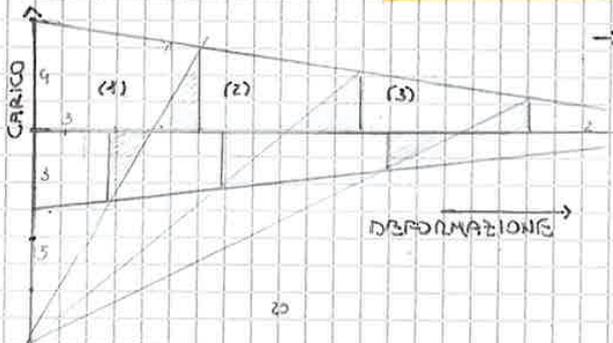
SCELGO UN INTERVALLO DI CARICO, CARICO MINIMO - CARICO MASSIMO, E FACCIO CICLANE LE TRE GOMME ALL'INTERNO DI QUESTO INTERVALLO (FERRORE OPPOSTO)



→ LA GOMMA PIÙ RIGIDA (1), IN QUESTE CONDIZIONI, A OGNI CICLO DI CARICO HA UN ASSORBIMENTO DI ENERGIA PIÙ BASSO RISPETTO INVECE ALLA GOMMA TENERA (3). VEDO CEDERE PER PRIMA LA GOMMA TENERA (3): A OGNI CICLO ASSORBE

PIÙ ENERGIA; UNA PARTE DI QUESTA VIENE TRASFORMATA IN CALORE ⇒ LA GOMMA DEGRADA PRIMA E SI ROMPERA' A UN NUMERO DI CICLI PIÙ BASSO.

• A ENERGIA COSTANTE (PROVA PIÙ CORRETTA PER STABILIRE LA RESISTENZA A FATICA)



→ AREE TUTTE UGUALI ⇒ ENERGIA COSTANTE

COMPORAMENTO A BASSA TEMPERATURA

TUTTE LE GOMME IRRIGIDISCONO A BASSA TEMPERATURA.

A -30°C PUÒ AVVENIRE ANCHE UN INFRAGIAMENTO.

COMPORAMENTO AD ALTA TEMPERATURA

ELEVATA TEMPERATURA DI UTILIZZO O FORTI RISCALDAMENTI PER ISTRESSI IMPLICANO MAGGIORE OSSIDAZIONE.

TEMPERATURE MASSIME DI IMPIEGO:

GOMMA NATURALE = 80 °C

CLOROPRENE = 120 °C

X GOMME FLUORURATE = 200 °C

→ LE GOMME SATURE O CON NERO FUMO SONO PIÙ RESISTENTI.

TERMINATO IL DISCORSO SULLE GOMME, ABBIAMO COSÌ TERMINATO IL DISCORSO SUI POLIMERI. VEDIAMO ORA I VETRI.

PROPRIETÀ MECCANICHE

RARAMENTE I VETRI SONO MATERIALI STRUTTURALI, MA COMUNQUE DEVONO SOSTENERE CARICHI.

I VETRI SONO MATERIALI FRAGILI (DA UN DIFETTO INIZIALE)

TRAZIONE: SI NUCLEA UNA CRICCA: VIAGGIA AD ALTA VELOCITÀ PERCHÉ NON INCONTRA DEFORMAZIONE PLASTICA CHE SIA IN GRADO DI ASSORBIRE LA SUA ENERGIA



COMPRESSIONE: SI COMPORTANO MEGLIO. IL DIFETTO È MENO SVECIATO, RESISTE DI PIÙ PRIMA CHE SI FORMI LA CRICCA.

(OSSIDO DI ALLUMINIO)

MODULO ELASTICO: DIPENDE DALLA COMPOSIZIONE; L'ALLUMINA IRREGINDISCE IL VETRO

DUREZZA: 5-7 SU SCALA MOH'S (← NON SI UTILIZZA PER I METALLI)

RESISTENZA A FATICA: NELL'EURO LA RESISTENZA MECCANICA DI UN VETRO

DECRESCIE; QUESTO FENOMENO AUMENTA IN PRESENZA DI ACQUA O

UMIDITÀ CALDA. L'ACQUA È IN GRADO DI REAGIRE CON IL VETRO: ROMPE I

LEGAMI CHIMICI ALL'INTERNO DEL VETRO ⇒ ACCELERA IL PROCESSO DI FRATTURA.

RESISTENZA A TRAZIONE/FLESSIONE: $\sigma = 40 \text{ MPa}$ (VETRI COMUNI) $\sigma = 200 \text{ MPa}$ (VETRI TEMPERATI)

RESISTENZA A COMPRESSIONE = $\sigma = 1000 \text{ MPa}$

RESISTENZA AGLI SPALZI TERMICI: MINIMA PER IL V. COMUNE; OTTIMA PER VETRI TEMPERATI

ELASTICITÀ' = $E = 70 \text{ GPa}$

COEFF. DI DILATAZIONE TERMICA: $9 \cdot 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$ INFERIORI AI METALLI MA ABBASTANZA ELEVATO.

CONDUTTIVITÀ' TERMICA = BASSISSIMA

INDICE DI RIFRAZIONE: $n = 1.5$ (VETRI COMUNI)

INDICE DI RIFLESSIONE: $R = \frac{(n-1)^2}{(n+1)^2}$ → PERDITA DI CIRCA IL 4% PER RIFLESSIONE.

TRASMISSIONE: I VETRI SONO TRASPARENTI ALLE RADIAZIONI SOLARI OLTRE IL ROSSO

E OPACHI A QUELLE EMESSE DA CORPI SOTTO I 150°C (EFFETTO SERRA). PER

EVITARE SURRISCALDAMENTI PER ESPOSIZIONE AL SOLE SI PUÒ LIMITARE LA

TRASMISSIONE DELLE RADIAZIONI DAL ROSSO ALL'INFRAROSSO (VETRI VERDI: 20% IN MENO)

(ASSORBIMENTO: VETRO CHIARO 1-2%, VETRO VERDE-BLU (OSSIDO FERROSO) O BRONZEO (COBALTO) 10-20%.)

* SCALA MOH'S: VALIGERIA CON 10 PEZZI DI 10 PARALLELEPIPEDICI DI MINERALI DIVERSI.

CON I QUALI PROVAMO A RIGARE IL VETRO. IL MATERIALE CHE RESISTE IN GEN

A RIGARLI È IL QUARZO CRISTALLINO.

I MATERIALI CERAMICI

CERAMICI = TUTTI I MATERIALI COSTITUITI DA COMPOSTI INORGANICI, (OSSIDI, NITRURI, CARBURI) LEG. IONICO LEG. COVALENTE

SONO OTTENUTI MEDIANTE IL PROCESSO DELLA: (NON DA FUSIONE PERCHÉ COSTENERE TANTISSIMO PER LE ELEVATE TENSIONI) SINTERIZZAZIONE (DI POLVERI) [PERCHÉ SIA EFFICIENTE IN ACCESSI LUNGO]

- PROCESSO DI CONSOLIDAMENTO DI PICCOLE PARTICELLE DI MATERIALE ATTRAVERSO FENOMENI DI DIFFUSIONE ALLO STATO SOLIDO.

(IL MATERIALE VIENE SCALDATO SENZA RAGGIUNGERE LE TENSIONI)

- TRASFORMAZIONE DI UN PRODOTTO POROSO (PRIMA DELLA SINTERIZZAZIONE: CERAMICO = CASTELLO DI SABBIA) IN UN PRODOTTO DENSO E COERENTE. (PROGRESSIVA DIMINUIZIONE DI POROSITÀ)
- LA DIFFUSIONE ATOMICA AVVIENE TRATTE SUPERFICI DI CONTATTO NELLE PARTICELLE CHE DIVENTANO CHIMICAMENTE LEGATE TRA DI LORO.
- MAN MANO CHE IL PROCESSO VA AVANTI, SI FORMANO PARTICELLE PIÙ GRANDI A SPESA DI QUELLE PIÙ PICCOLE. DIMINUISCE LA POROSITÀ.
- È INEVITABILE LA PRESENZA DI UNA SCOPPIA MINIMA POROSITÀ RESIDUA E DI DIFETTI SUPERFICIALI.

PUNTI DI CONTATTO MECCANICO → DIVENTANO DELLE GIUNZIONI



IL MATERIALE VA NELLA DIREZIONE DI MAGGIOR STABILITÀ TERMODINAMICA CHE PUÒ AVERE MALE SUPERFICI INTERNE. LA PRESENZA DI QUESTE SUPERFICI COSTA: CIOÈ OGNI SUPERFICIE IMMAGAZZINA AL SUO INTERNO UNA CERTA QUANTITÀ DI ENERGIA. SE LO DÒ AGLI ATOMI LA MOBILITÀ SUFFICIENTE GLI ATOMI SI MUOVONO NELLA DIREZIONE DI RIDURRE L'ENERGIA NEL SISTEMA.

IL PORO RIMANE SARA' MACROSCOPICAMENTE DI DIMENSIONI PIÙ PICCOLE. LA CONTRAZIONE IN VOLUME È DOVUTA PROPRIO ALLA MATERIA CHE È ANDATA A RIEMPIRE LE POROSITÀ INTERNE.

CLASSIFICAZIONE (POSSIAMO DIVIDERE IL MONDO DEI CERAMICI IN DUE)

⊙ CERAMICI TRADIZIONALI

- VETRI
- REFRATTARI
- CEMENTI
- ↑ MISCELE DI MOLTI OSSIDI DIVERSI!

SONO MATERIALI MOLTO

DIFETTIVI:

- POROSITÀ INTERNE
- INCLUSIONI
- GRANI DI GROSSE DIM.

(SE HO GRANI PICCOLI - MENO DIFETTI)

⊙ CERAMICI AVANZATI

FORMATI DA COMPONENTI PURI (O QUASI):

- OSSIDO DI ALLUMINIO (Al_2O_3)
 - OSSIDO DI ZIRCONIO (ZrO_2)
 - CARBURIO DI SILICIO (SiC)
 - NITRURO DI SILICIO (Si_3N_4)
- } LEGAME PREVALENTEMENTE IONICO
} LEGAME PREVALENTEMENTE COVALENTE

X APPLICAZIONI TECNICHE A T MOLTO ELEVATE

NELL'INDUSTRIA METALLURGICA: UGELLI DI COLLEGIO, CROCIOLI, STAMPI

NELL'INDUSTRIA MECCANICA: UTENSILI DA TAGLIO, ABRASIVI

NELL'AUTOVEICOLO: CANNELLE, GUARNIZIONI DI SICUREZZA, SENSORI,

SUPPORTI PER CATALIZZATORI, FILTRI PER GAS DI SCARICO (M. DIESEL),

VALVOLE A LUNGA DURATA

OSSIDO DI ALLUMINIO - ALLUMINA (Al_2O_3)

(VIDEOLEZIONE 29)

- APPLICAZIONI COME MATERIALE REFRAATTARIO (TUBAZIONI REFRAATTARIE, ISOLANTI TERMICI, CROGIOLI PER ALTA TEMPERATURA)
- APPLICAZIONI COME ABRASIVO (CORPI MACINATI); L'ALLUMINA HA CONDUCEBILITÀ TERMICA COSÌ BASSA CHE FACILMENTE SURRISCALDA E SI USURA ⇒ AGGIUNTA DI TIC (NECESSARIA A PRESSATURA A CALDO) O TIN (SUFFICIENTE PRESSATURA A FREDDO) RIDUCE IL SURRISCALDAMENTO E MIGLIORA LA RESISTENZA AGLI SPAZZI TERMICI.
- APPLICAZIONI ELETTRICHE D'ALTA QUALITÀ (MATERIALE ISOLANTE NELLE CANDELE DELLE AUTOMOBILI); BASSA PERDITA DIELETTICA E ALTA RESISTIVITÀ.
- APPLICAZIONI COME MATERIALE DI RINFORZO (FIBRE O PARTICELLE IN COMPOSITI, PIASTRE PER BUNDTURE E RIVESTIMENTI CORAZZATI).
- APPLICAZIONI COME MATERIALE RESISTENTE ALL'USURA (VALVOLE).

CARBURO DI SILICIO (SiC)

È IL CERAMICO PIÙ UTILIZZATO PER APPLICAZIONI MOLTO GRAVOSI

CARBURO; LEGAME COVALENTE: DURO E REFRAATTARIO

IL CARBURIO DI SILICIO HA DUE CARATTERISTICHE IMPORTANTI (PROPRIE)

- 1) NONOSTANTE SIA UN CERAMICO HA UNA BUONA CONDUCEBILITÀ TERMICA
(APPLICAZIONI NUCLEARI: PERCHÉ CI SIA SCAMBIO T. AD AURE T → TUBAZIONI IN SiC)
 - 2) SE È ESPOSTO ALL'ARIA CREA UNO STRATO SUPERFICIALE DI OSSIDO DI SI CHE LO PROTEGGE DA ALTRE REAZIONI, PER CUI RENDE IL MATERIALE STABILE.
L'OSSIDO DI SI È STABILE SE È ESPOSTO ALL'ARIA CON UN'ALTA PERCENTUALE DI OSSIGENO, CIOÈ SE SI FORMA SiO_2 (BISOGNA EVITARE CHE SI FORMI SiO : ⇒ BUONA RESISTENZA ALL'OSSIDAZIONE
 - 3) BASSO COEFFICIENTE DI ESPANSIONE TERMICA ⇒ BUONA RESISTENZA AGLI SPAZZI TERMICI (CARATTERISTICA DI TUTTI I CERAMICI AVANZATI)
 - 4) BASSA DENSITÀ: MATERIALE LEGGERO. (CARATTERISTICA DI TUTTI I CERAMICI AVANZ.)
- COMUNEMENTE USATO COME FIBRA DI RINFORZO PER MATERIALI COMPOSITI A MATRICE METALLICA E CERAMICA.

OSSIDO DI ZIRCONIO - ZIRCONIA (ZrO_2)

- MATERIALE DURO E REFRAATTARIO PER APPLICAZIONI FINO A 2500 °C.
- BASSA CONDUCEVILITÀ TERMICA (TIPICO DEI CERAMICI IN GENERALE)
- ALTO COEFFICIENTE DI ESPANSIONE TERMICA (TIPICO DEGLI OSSIDI) ⇒ BASSA RESISTENZA AGLI SBALZI TERMICI
- ADATTO PER RICOVRIMENTI PROTETTIVI SU METALLI CHE LAVORANO A ELEVATA T.
- NON È COSÌ FRAGILE COME GLI ALTRI MATERIALI CERAMICI (PUNTO DI FORZA DELLA ZIRCONIA)

STRUTTURA POLIMORFA

TRASFORMAZIONE MARIENSITICA TETRAGONALE \leftrightarrow MONOCLINA A CIRCA 1170 °C ⇒
ESPANSIONE VOLUMETRICA (3%) ⇒ IN PRIMA FASE SOSPETTA A CRACKATURA.

TRASFORMAZIONE MARIENSITICA = NON ATTIVATA TERMICAMENTE

CELLA TETRAGONALE E CELLA MONOCLINA HANNO VOLUMI DIVERSI.

PUO' ESSERE SVALUTATO PER RENDERE PIU' TENACE IL MATERIALE. IN CHE MODO?

SI AGGIUNGONO PICCOLE QUANTITA' DI ALTRI OSSIDI COME CaO , MgO E Y_2O_3 = ITRIA.

E SI OTTIENE LA ZIRCONIA PARZIALMENTE STABILIZZATA (PSZ) (ES: $ZrO_2 + 9\% MgO$)

⇒ ALTA TENACITA' DI FRACTURA (ASSOLUTAMENTE ANOMALO PER UN CERAMICO)

→ VIENE ANCHE USATA COME TENACIZZANTE DI ALTRI CERAMICI (ES: DELL'ALLUMINA)

- MECCANISMO DI TENACIZZAZIONE

STRUTTURA MISTA TETRAGONALE (METASTABILE) E MONOCLINA (SONO DUE FASI)

SIAMO IN UNA CONDIZIONE DI EQUILIBRIO PRECARIO; SE CI SONO LE CONDIZIONI SI

TRASFORMA NELLA STRUTTURA PREVISTA DAL DIAGRAMMA DI STATO.

NEL MOMENTO IN CUI ABBIAMO UNA CRACKA NEL MATERIALE SI CREA DEL VOLUME

LIBERO. IL VOLUME LIBERO E' ESATTAMENTE LA CONDIZIONE CHE SERVE AL

MATERIALE PER PASSARE DALLA FASE METASTABILE ALLA FASE TERMODINAMICAMENTE

STABILE. (MA LA FASE TETRAGONALE E LA FASE MONOCLINA C'E' UNA

FORTE DIFF. DI VOLUME]. SE C'E' SPAZIO I GRANI PASSANO DALLA STRUTTURA META

STABILE TETRAGONALE ALLA STRUTTURA STABILE MONOCLINA, ESPANDENDOSI NEL 3%

GLI ALTRI GRANI DEL MATERIALE NON POSSONO FARLO PERCHE' NON E' SPAZIO.

LA TRASFORMAZIONE PORTA ALL'APICE DELLA CRACKA UNO STATO DI COMPRESSIONE;

GLI STATI DI COMPRESSIONE BLOCCANO L'AVANZATA DELLE CRACKA

LA ZIRCONIA HA UN COMPORTAMENTO PIU' TENACE PERCHE' HA QUESTO MECCANISMO (ANOMALO) DI TENACIZZAZIONE.

- ALTRA CARATTERISTICA DELLA ZIRCONIA: PUO' ESSERE USATA COME UN ELETROLITA SODDO:
CIOE' CONDUCE LA CORRENTE ELETTRICA. QUESTA SUA CONDUCEVILITÀ VIENE USATA AD
ESEMPIO NELLA SODDA LAMBDA.

CORDIELITE

E' UN COMPOSTO DI DIVERSI OSSIDI : $2MgO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$

E' IL CERAMICO DI CUI SONO FATTE LE MARMITE CATALITICHE E PER LE TRAPPOLE PER IL PARTICOLATO. (SENZA CONCORDANTI, PERCHE'?)

- HA UN COEFFICIENTE DI ESPANSIONE TERMICA PARTICOLARMENTE BASSO \Rightarrow GRANDE RESISTENZA AGLI SPALZI TERMICI. (OTTIMO PER CONTRASTARE GLI SHOCK TERMICI DEI GAS DI SCARICO CHE SONO MOLTO CALDI).
- INOLTRE: E' A BASSO COSTO;
- SI RIESCE A DARE UNA FORMA MOLTO COMPLESSA (COME QUELLA A NIDO D'APE DELLE MARMITE CATALITICHE) MOLTO FACILMENTE.
- BUONA COMPATIBILITA' CON I CATALIZZATORI: ALL'INTERNO DELLA MARMITA C, BISOGNA METTERE UN RIVESTIMENTO CHE CONTENGA PLATINO, PALLADIO E RODIO CHE SONO I METALLI CHE AGISCONO DA CATALIZZATORI.

STRUTTURA DELLA MARMITA CATALITICA (FILTRO M. BENZINA)

PARETI MOLTO SOTTILI: PERCHE' QUELLO CHE LAVORA E' LA SUPERFICIE.

LA PARTE STRUTTURALE DI QUESTE E' IN CORDIELITE, STRUTTURA LISCIA; PER AUMENTARE LA SUPERFICIE ESPOSTA AI GAS DI SCARICO SI FA UN RIVESTIMENTO: ALLUMINA RUGOSO SUL QUALE VENGONO MESSI I METALLI NOBILI (PLATINO E PALLADIO; IL RODIO NON SI USA PIU' PERCHE' COSTOSO (DA QUANDO L'AFRICA HA CHIUSO LE MINIERE ALL'EUROPA))

STRUTTURA DELLA TRAPPOLA ANTIPARTICOLATO (FILTRO M. DIESEL)

ATTIVITA' DI TIPO MECCANICO: DEVE BLOCCARE LE PARTICELLE DI PARTICOLATO, CIOE' DI CARBONE CHE SI FORMANO PER LA CATTIVA COMBUSTIONE DEL DIESEL. COME FUNZIONA: DOVE HO UN CANALE APERTO IN INGRESSO E' CHIUSO IN USCITA. QUESTO FA SI CHE IL GAS ENTRI NELLA MARMITA DOPPO CHE NON PUO' USCIRE; SAU' LA PRESSIONE ALL'INTERNO DEL CANALE E COSTRINGE IL GAS A PASSARE ATTRAVERSO LA PARETE: LA PARETE E' POROSA E QUINDI LE PARTICELLE DI CARBONE, TROPPO GRANDI, RIMANGONO INTRAPPOLATE.

(E. DA FILTRO). NB: CARBONE NON CARBONIO!

PROBLEMA: FUNZIONA FINO A UN CERTO PUNTO DOI I PORI RIMANGONO INTASATI DAL CARBONE. QUINDI SERVONO DEI SISTEMI RIGENERATIVI. UN SISTEMA E'.

QUELLO DI ALZARE LA T E QUINDI BRUCIARE IL CARBONE \rightarrow CO₂, GAS CHE SE ^{NE} ESCIE.

I MATERIALI COMPOSITI

(VIDEOLEZIONE 30)

DEF: SONO MATERIALI COSTITUITI DA UNA MATRICE E DA UN RINFORZANTE SEPARATI DA UN'INTERFACCIA NETTA DI SPESORE NULLO. (NON SONO MATERIALI BIFASICI: LE FASI SONO SEPARATE DA BORDI DI GRANO. UN BORDO DI GRANO HA UN SUO SPESORE, NON E' UN'INTERFACCIA NETTA).

- PROPRIETA' TERMO MECCANICHE SUPERIORI AI MATERIALI MONOLITICI.
- COMBINAZIONE DI DUE O PIU' COSTITUENTI CHE DIFFERISCONO PER FORMA E/O PER COMPOSIZIONE CHIMICA. ESISTONO MAT. COMPOSITI FATTI DA UNA MATRICE E RINFORZANTE CHE HANNO LA STESSA COMPOSIZIONE CHIMICA: ESEMPLO CARBONO DI SILICIO RINFORZATO CON CARBONO DI SILICIO. IL SiC SOTTO FORMA DI FIBRA HA PROPRI. MECC. MOLTO SUPERIORI AL SiC SOTTO FORMA DI MATRICE DA SINTERIZZAZIONE. (RARAMENTE)

COMPOSITI NATURALI

- LEGNO
- OSSA

COMPOSITI DI USO COMUNE

- ASFALTO
- CALCESTRUZZO / CALCESTRUZZO ARMATO.

NOI NON CI OCCUPIAMO DI QUESTI.

COMPOSITI TECNOLOGICI

- POLIMERO TERMOINDURENTE + FIBRE DI VETRO, DI C, DI KEVLAR.
- LEGA LEGGERA + PARTICELLE CERAMICHE (O FIBRE METALLICHE)
- CERAMICO + PARTICELLE METALLICHE
- ...

RISERCO A OTTENERE UN MATERIALE LEGGERO COME UN POLIMERO MA RESISTENTE PIU' DI UN METALLO

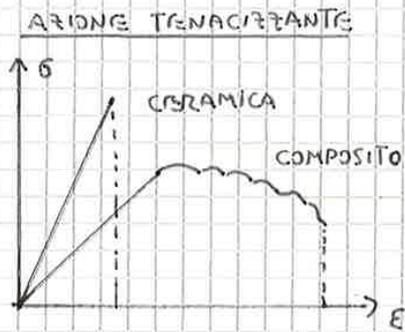
PROPRIETA'

- BUONE PROPRIETA' MECCANICHE FINO A TEMPERATURE MEDIO ALTE
- MIGLIORE RESISTENZA AL CREEP
- BASSA DENSITA'
- ELEVATA RESISTENZA SPECIFICA
- AFFIDABILITA' (MIGLIORI DEI CERAMICI)

SVANTAGGI

- COSTO ELEVATO
- DIFFICILE IL RICICLO (MATERIALI DIFFICILI DA SEPARARE)

NOTA: IL COMPOSITO PRESENTA PROPRIETA' MECCANICHE MOLTO DIVERSE DA QUELLE DELLA MATRICE (TUTTE LE P. MECC. SONO DIVERSE) => NECESSARIA LA RIPROGETTAZIONE DEL COMPONENTE.



CARATTERISTICHE DELLE FIBRE

UNA FIBRA CONTIENE UNA DENSITA' MOLTO BASSA DI DIFETTI MICROSCOPICI (DISLOCAZIONI)

E MACROSCOPICI (CRICCHE) E UN ORIENTAMENTO CRISTALLOGRAFICO PREFERENZIALE

⇒ ELEVATA RESISTENZA MECCANICA E BASSA FRAGILITA',

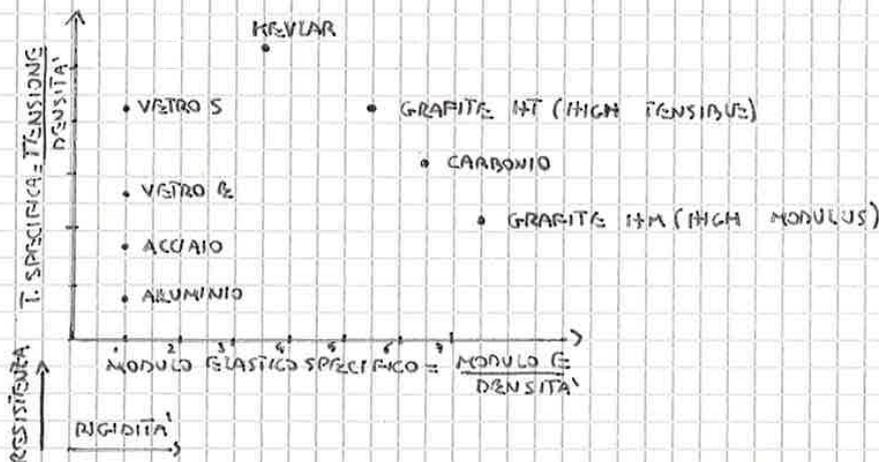
LE FIBRE DEVONO ESSERE DISPOSTE NELLE DIREZIONI GIUSTE (UNA SOLA DIREZIONE) OPPURE A TESSUTO

FIBRA LUNGA (ALMENO 1 m): SE RIESCE AD AVERE TRASFERIMENTO DI CARICO

FIBRA CORTA (mm): SE NON RIESCE AD AVERE TRASFERIMENTO DI CARICO.

PROPRIETA' MECCANICHE NELLE FIBRE RINFORZANTI

CONFRONTO TRA MATERIALI DIVERSI: FIBRE DI:



REGOLA NELLE MISCELE

$$X_{COMP} = X_{MAT} \%VOL + X_{FIBRA} \%VOL$$

PROPRIETA' CHE SEGUONO QUESTA REGOLA:

- IL MODULO ELASTICO
- LA CONDUCEBILITA' TERMICA
- LA CONDUCEBILITA' ELETTRICA
- IL COEFFICIENTE DI POISSON

PARTICELLE RINFORZANTI

(VIDEOLEZIONE 33)

- BASSO COSTO RISPETTO A RINFORZO CON FIBRE LUNGHE
 - PROPRIETA' MECCANICHE INFERIORI RISPETTO AI COMPOSITI CON FIBRE
 - COMPOSITO ISOTROPO (HANNO PROPRIETA' MECC. UGUALI IN TUTTE LE DIREZIONI)
- ⊙ MATRICE METALLICA + PARTICELLE (APPL: DISCH) ^(FERRI): FERVONO ESSERE MOLTO DURI
- (SiC, ALLUMINA, W, WC) ⇒ AUMENTO DELLA RESISTENZA MECCANICA, RIGIDITA', RESISTENZA AL CREEP, RESISTENZA A USURA, RESISTENZA A FATICA. MINOR DUTILITA' ^(+ ALLUSA COMPORTAMENTO AD ALTA TEMPERATURA)
- CERMETS (UTENSILI DA TAGLIO): CARBURI (WC, TiC) + METALLO (CO); LA FASE METALLICA E' MINORITARIA IN VOLUME, MA AGISCE DA MATRICE. ^{TAC} TOSSICO
- ⊙ MATRICE POLIMERICA + PARTICELLE ^{+ DUREZZA}
- NEROFUMO (PNEUMATICI) ⇒ AUMENTO DELLA RIGIDITA', RESISTENZA A TRAZIONE, ABRASIONE
- ⊙ MATRICE CERAMICA (Al₂O₃) + PARTICELLE (ZrO₂) (ALLUMINA + ZIRCONIA) PIU' NICCHIA
- TENACIZZAZIONE PER TRASFORMAZIONE DI FASE. DURO PERCHE' HA L'ALLUMINA E TENACE PERCHE' HA LA ZIRCONIA.

IL POTERE CALORIFICO AUMENTA ALL'AUMENTARE DEL CONTENUTO PERCENTUALE DI IDROGENO:

CARBONIO ↓ IDROGENO ↑	GAS NATURALE :	METANO	POTERE CALORIFICO ↑
	GPL :	PROPANO E BUTANO	
	BENZINA :	C5-C9 (ALIFATICI E AROMATICI)	
	KEROSENE :	C10-C13 (ALIFATICI E AROMATICI)	
	GASOLIO :	C12-C20 (ALIFATICI E AROMATICI)	
	OLIO COMBUSTIBILE :	C14-C30 (ALIFATICI E AROMATICI)	

DETERMINAZIONE DEL POTERE CALORIFICO: BOMBA DI MATHIEU:

SI FA BRUCIARE UNA QUANTITA' DEFINITA DI COMBUSTIBILE E SI MISURA IL CALORE SVILUPPATO PER VIA CALORIMETRICA (AUMENTO DI T DI UNA MASSA NOTA DI ACQUA).

C'E' UNA MASSA DI ACQUA NOTA → SI VA A VEDERE DI QUANTO AUMENTA LA T DELL'ACQUA.

$$Q_s = \frac{\Delta T (P+A) C_{PH_2O}}{P}$$

- ΔT = AUMENTO DI T [°C] C_{PH_2O} = CALORE SPECIFICO H₂O [$\frac{kcal}{kg \cdot K}$]
- P = MASSA DI ACQUA [kg] P = MASSA DEL COMBUSTIBILE [kg]
- A = COSTANTE DELLO STRUMENTO

PER CONOSCERE Q_i DEVO CONOSCERE m = QUANTITA' DI ACQUA PRODOTTA

- SE HO LA FORMULA DEL COMBUSTIBILE CHE STO BRUCIANDO, SO QUANTO IDROGENO HA → m
- Sperimentalmente: uso un sale igroscopico che ASSORBA TUTTA L'ACQUA PRODOTTA NEI FUMI E MISURO COSI' L'ACQUA PRODOTTA → m.

CALCOLO DEL POTERE CALORIFICO

POSSO PROCEDERE IN DIVERSI MODI; DIPENDE DAI DATI DI PARTENZA.

CONSIDERANDO CHE:

1 mole (C) = 12 [g]

1 mole (GAS) = 22.4 [l] = 0.0224 [m³]

(g → kg ; l → m³)

1) NOTE LE ENTALPIE DI REAZIONI DI COMBUSTIONE

LE ENTALPIE SONO I CALORI PRODOTTI PER REAZIONI PER MOLE

- COMBUSTIBILE SOLIDO O LIQUIDO: CALCOLO DEL CALORE SVILUPPATO DA 1 [kg] A PARTIRE DAL CALORE SVILUPPATO DA 1 [mole]. $1 \text{ mole [g]} : \text{CALORE [kJ/mole]} = 1000 [g] : x [kJ/kg]$
- COMBUSTIBILE GASSOSO: CALCOLO DEL CALORE SVILUPPATO DA 1 [m³] A PARTIRE DAL CALORE SVILUPPATO DA 1 [mole]. $1 \text{ mole [l]} : \text{CALORE [kJ/mole]} = 1000 [l] : x [kJ/Nm^3]$
- MISCELA DI GAS COMBUSTIBILI: CALCOLO DEL Q_s/Q_i DI OGNI COMPONENTE GASSOSO PIU' SOMMA.

2) DATO UN VALORE DI POTERE CALORIFICO, INFERIOME O SUPERIOME:

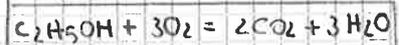
- COMBUSTIBILE SECCO O ANIDRO: CALCOLO DELL'ACQUA PRODOTTA DALLA COMBUSTIONE A PARTIRE DALL'IDROGENO PRESENTE. (SECCO = NON CONTIENE ACQUA) → m
 - COMBUSTIBILE NON ANIDRO: CONSIDERARE L'ACQUA DI PARTENZA COME ACQUA CHE CONTRIBUISCE AI FUMI → m
- ⇒ Q_s = Q_i + mG₀₀ / Q_s = Q_i + mG₀₀

◉ ESEMPIO: COMBUSTIBILE NON ANIDRO

COMBUSTIBILE: C_2H_5OH (ETANOLO COMMERCIALE)

ETANOLO COMMERCIALE = 95% WE C_2H_5OH ; 5% WE H_2O

REAZIONE:



L NON BRUCIA
MA RICHIEDE CALORE PER ESSERE
VAPORIZZATA ⇒ INFERITA SUZ G1

DATI

$Q_S C_2H_5OH \text{ ANIDRO} = 29800 \text{ [kJ/kg]}$

$PM C_2H_5OH = 46 \text{ [g/mol]}$

$PM H_2O = 18 \text{ [g/mol]}$

$Q_S = 29800 \text{ [kJ/kg]} \cdot 0.95 = 28310 \text{ [kJ/kg]}$

1 mole di ETANOLO [C_2H_5OH] → 3 moli di ACQUA (H_2O)

$1 \text{ mole } \cdot 46 \frac{\text{g}}{\text{mol}} \rightarrow 3 \text{ [moli]} \cdot 18 \frac{\text{g}}{\text{mol}} = 54 \text{ [g]} \text{ DI ACQUA } (H_2O)$

$1 \text{ [g]} C_2H_5OH \rightarrow \frac{54}{46} = 1.17 \text{ [g]} H_2O$

$0.95 \text{ [kg]} \text{ DI COMBUSTIBILE } (C_2H_5OH) \rightarrow 1.17 \text{ [kg]} \cdot 0.95 = 1.11 \text{ [kg]} \text{ DI ACQUA } (H_2O)$

→ ACQUA TOTALE = $1.11 + 0.05 = 1.16 \text{ [kg]}$

$Q_i = 28310 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} - 1.16 \text{ [kg]} \cdot 2440 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} = 25480 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$

ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE - VOLUME E COMPOSIZIONE FUMI

SI PUO' UTILIZZARE COME COMBURENTE: O L'OSSIGENO (O_2), COME APPENA VISTO, OPPURE L'ARIA:

DEF: QUANTITA' D'ARIA STECHIOMETRICAMENTE NECESSARIA ALL'OSSIDAZIONE TOTALE DI UN COMBUSTIBILE.

L'ARIA E' COSTITUITA DA:

~ 21% IN VOLUME O_2

⇒ RAPPORTO $\frac{\text{ALTRI GAS}}{O_2} = 3.8$

~ 78% IN VOLUME N_2

(~ 1% IN VOLUME GAS RARI)

L'ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE VIENE CALCOLATA SULLA BASE DELLE REAZIONI DI COMBUSTIONE

E SI ESPRIME IN $\frac{Nm^3}{kg}$ (SE IL COMP. E' SOLIDO/LIQUIDO) OPPURE IN Nm^3 (SE IL COMP. E' GASSOSO)
(SEMPRE RIFERITA A 1 kg/l o 1 mol a 1 mol)

LE FUMI TEORICI DI COMBUSTIONE SONO COSTITUITI DALLA MISCELA DI GAS PRODOTTI DALLA COMBUSTIONE
COMPUNTA DI UNA UNITA' DI COMBUSTIBILE CON UNA QUANTITA' DI ARIA TEORICA.

SE HO C MI ASPETTO CO_2 (NEI FUMI)

SE HO H MI ASPETTO H (NEI FUMI)

SE HO USATO ARIA MI ASPETTO N (NEI FUMI) PERCHÉ L'AZOTO NON BRUCIA, RIMANE INERTE

$N_2 \text{ [Nm}^3\text{]} = 3.8 \cdot O_2 \text{ [Nm}^3\text{]}$

ARIA = $N_2 \text{ [Nm}^3\text{]} + O_2 \text{ [Nm}^3\text{]} = 4.8 O_2 \text{ [Nm}^3\text{]}$

1) NELLA PRATICA È QUASI SEMPRE NECESSARIO UN ECESSO DI ARIA CHE NON PARTECIPA ALLA COMBUSTIONE, MA AUMENTA IL VOLUME DEI FUMI.

2) SE INVECE NELL'ARIA SI USA COME COMBURENTE OSSIGENO (O ARIA ARRICCHITA IN O₂) IL VOLUME DI COMBURENTE NECESSARIO È MINORE DELL'ARIA TEORICA.

$$1) \% CO_2 \text{ (CON ECESSO ARIA)} = \left[\frac{V_{CO_2}}{(V_{\text{FUMI (CON ARIA TEORICA)}} + V_{\text{ECESSO ARIA}})} \right] \cdot 100$$

ECESSO DI ARIA

$$\rightarrow \% O_2 \text{ (ECESSO D'ARIA)} = \left[\frac{V_{O_2 \text{ ECESSO}}}{(V_{\text{FUMI TEORICI}} + V_{\text{ARIA ECESSO}})} \right] \cdot 100$$

$$V_{\text{ARIA ECESSO}} = 4,8 \cdot V_{O_2 \text{ ECESSO}}$$

⊙ ESEMPIO: ECESSO D'ARIA

NEI FUMI DI UN COMBUSTIBILE LIQUIDO COSTITUITO DA:

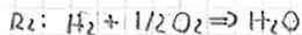
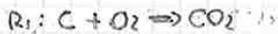
$$C = 85\% \text{ WE}; \quad H = 14\% \text{ WE}; \quad S = 1\% \text{ WE}$$

BRUCIATO CON ARIA IN ECESSO, LA PERCENTUALE DI OSSIGENO LIBERO È DEL 3%.

CALCOLARE L'ECESSO DI ARIA IMPIEGATO

SVOLGIMENTO:

- NON CI VIENE DATA LA FORMULA DEL COMBUSTIBILE ⇒ SCRIVIAMO LE REAZIONI PER TUTTI I COMPONENTI, C, H, S. QUESTI NON SONO PRESENTI COME ELEMENTI PURI MA COME COMPOSTI; DAL PUNTO DI VISTA DELLA STECHIOMETRIA E DEI CALCOLI È LO STESSO CONSIDERARLI COME ELEMENTI PURI → 3 REAZIONI.
- INIZIALMENTE CALCOLIAMO LA COMPOSIZIONE DEI FUMI IN CONDIZIONI TEORICHE, COME SE NON CI FOSSE L'ECESSO DI ARIA.



$$CO_2: 12 [g] : 22,4 [P] = 850 [g] : x \rightarrow x = 1587 [P] \approx 1,6 [m^3] CO_2$$

$$H_2O: 2 [g] : 22,4 [P] = 140 : y \rightarrow y = 1568 [P] \approx 1,6 [m^3] H_2O$$

$$SO_2: 32 [g] : 22,4 [P] = 10 : z \rightarrow z = 7 [P] \approx 0,007 [m^3] SO_2$$

$$\left(\begin{aligned} PA(S) &= 32 \text{ (È UN NUM)} \\ m(S) &= m \cdot PA = 32 [g] \end{aligned} \right)$$

$$O_2 \text{ CONSUMATO} = x + \frac{y}{2} + z = 1,6 + \frac{1,6}{2} + 0,007 = 2,41 [m^3]$$

$$ARIA \text{ TEORICA} = 2,41 + 2,41 \cdot 3,8 = 11,56 [m^3]$$

$$N_2 \text{ TEORICO} = 2,41 \cdot 3,8 = 9,16 [m^3]$$

$$FUMI \text{ TEORICI} = 1,6 + 1,6 + 0,007 + 9,16 = 12,36 [m^3] \text{ } \rightarrow \text{IO SO CHE IN QUESTI FUMI HO IL 3\% } O_2$$

$$3 = x / (12,36 + 4,8x) \cdot 100$$

$$x \approx 0,43 [m^3] \text{ OSSIGENO IN ECESSO}$$

$$0,43 \cdot 4,8 = 2,05 [m^3] \text{ (ARIA IN ECESSO)}$$

$$\text{(ARIA IN ECESSO \%)} = \frac{\text{ARIA IN ECESSO}}{\text{ARIA TEORICA}} \cdot 100 = \frac{2,05}{11,56} \approx 18\%$$

SI PUÒ UTILIZZARE COME COMPONENTE O_2 (COME APPENA VISTO) OPPURE L'ARIA

L'ARIA È COSTITUITA (≈) DA:

21% $Wt O_2$

78% $Wt N_2$

1% Wt GAS RARI

→ ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE:

$$ARIA_{T.COMB} = O_2 [Nm^3] + N_2 [Nm^3], \text{ CON } N_2 [Nm^3] = 3.8 \cdot O_2 [Nm^3]$$

→ FUMI COMBUSTI (= Σ TUTTI I COMP A DX DI ←→)

IN QUELLA PRATICA È QUASI SEMPRE NECESSARIO UN ECCESSO DI ARIA

$$\textcircled{1} \% \text{ ARIA IN ECCESSO} = \frac{ARIA \text{ IN ECCESSO}}{ARIA \text{ TEORICA}} \cdot 100 \quad (\% \text{ ARIA IN ECCESSO} = 100 = ARIA \text{ IN EC} : ARIA \text{ T.})$$

$$\textcircled{2} ARIA \text{ IN ECCESSO } [m^3] = 4.8 (O_2 \text{ IN ECCESSO}) [m^3]$$

$$\textcircled{3} \% O_2 \text{ IN ECCESSO} = \frac{O_2 \text{ IN ECCESSO } [m^3]}{FUMI \text{ TEORICI } [m^3] + ARIA \text{ IN ECCESSO } [m^3]} \cdot 100$$

POICHE' :

$$\% O_2 \text{ IN ECCESSO} : 100 = O_2 \text{ IN ECCESSO} : (FUMI \text{ TEORICI} + ARIA \text{ IN ECCESSO})$$

7) DATI

COMBUSTIBILE LIQUIDO :

$C = 85\% \text{ We}$; $H = 14\% \text{ We}$; $S = 1\% \text{ We}$

% OSSIGENO IN ECCESSO = 3%

• % ECCESSO DI ARIA = ?

3) DATI

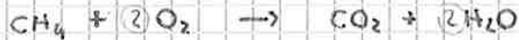
$$Q_s = 9500 \left[\frac{\text{kcal}}{\text{Nm}^3} \right]_{\text{ANIDRO}}$$

COMBUSTIBILE = CH₄ SECCO/ANIDRO

m = ? Q_i = ?

RISOLUZIONE

→ REAZIONE DI COMBUSTIONE:



$$1 \text{ [mol]} \text{ CH}_4 \rightarrow 2 \text{ [mol]} \text{ H}_2\text{O}$$

$$22.4 \text{ [l]} \text{ CH}_4 \rightarrow 2 \cdot 18 \text{ [g]} \text{ H}_2\text{O}$$

$$22400 \text{ [m}^3\text{]} \text{ CH}_4 \rightarrow 36000 \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O}$$

$$1 \text{ [m}^3\text{]} \text{ CH}_4 \rightarrow \frac{36000}{22400} \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O} = 1.61 \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O} = (m)$$

$$\text{CH}_4 = \text{GAS} \Rightarrow 1 \text{ [mol]} = 22.4 \text{ [l]}$$

$$PM_{\text{H}_2\text{O}} = 18 \left[\frac{\text{g}}{\text{mol}} \right] \Rightarrow 1 \text{ [mol]} \text{ H}_2\text{O} = 18 \text{ [g]}$$

$$Q_i \left[\frac{\text{kcal}}{\text{Nm}^3} \right] = Q_s \left[\frac{\text{kcal}}{\text{Nm}^3} \right] - m \text{ [kg]} \cdot 500 \left[\frac{\text{kcal}}{\text{kg}} \right] \cdot \left[\frac{1}{\text{Nm}^3} \right]$$

$$Q_i = 9500 - 1.61 \cdot 500 = 8534 \left[\frac{\text{kcal}}{\text{Nm}^3} \right]$$

4) DATI

$$Q_s = 29800 \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right]_{\text{ANIDRO}}$$

COMBUSTIBILE = C₂H₅OH NON ANIDRO : 95% WE C₂H₅OH ; 5% WE H₂O

m = ? Q_i = ?

RISOLUZIONE

$$PA_C = 12 \text{ [g/mol]} ; PA_H = 1 \text{ [g/mol]} ; PA_O = 16 \text{ [g/mol]}$$

$$\text{QUINDI: } PM_{\text{H}_2\text{O}} = 18 \text{ [g/mol]} ; PM_{\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}} = 2 \cdot 12 + 5 \cdot 1 + 16 = 46 \text{ [g/mol]}$$

→ REAZIONE DI COMBUSTIONE:



$$1 \text{ [mol]} \text{ C}_2\text{H}_5\text{OH} \rightarrow 3 \text{ [mol]} \text{ H}_2\text{O}$$

$$46 \text{ [g]} \text{ C}_2\text{H}_5\text{OH} \rightarrow 3 \cdot 18 \text{ [g]} \text{ H}_2\text{O}$$

$$1 \text{ [kg]} \text{ C}_2\text{H}_5\text{OH} \rightarrow \frac{3 \cdot 18}{46} \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O} = 1.174 \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O}$$

IL PROBLEMA CI DICE CHE BRUCIA SOLO IL 95% DI C₂H₅OH

$$1 : 1.174 = 0.95 : x \Rightarrow x = 0.95 \cdot 1.174 = 1.11 \text{ [kg]} \text{ H}_2\text{O} \text{ PRODOTTI DALLA COMB.}$$

$$m_{\text{TOT}} = m_{\text{COMB}} + m_{\text{NON BRUC.}} = 1.11 + 0.05 = 1.16 \text{ [kg]}$$

$$Q_s = 0.95 \cdot Q_s = 0.95 \cdot 29800 = 28310 \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right]$$

$$Q_i \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right] = Q_s \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right] - m_{\text{TOT}} \text{ [kg]} \cdot 2440 \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right] \cdot \left[\frac{1}{\text{kg}_c} \right]$$

$$Q_i = 28310 - 1.16 \cdot 2440 = 25480 \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \right]$$

3) DATI

COMBUSTIBILE LIQUIDO

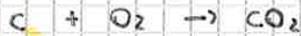
$$C = 85\% \text{ WE} ; H = 14\% \text{ WE} ; S = 1\% \text{ WE}$$

$$\% \text{ OSSIGENO IN ECCESSO} = 3\%$$

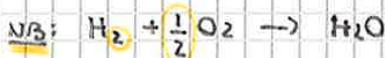
$$\% \text{ ECCESSO DI ARIA} = ?$$

RISOLUZIONE

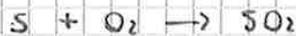
NON CI VIENE DATA LA FORMULA DEL COMBUSTIBILE \Rightarrow SCRIVIAMO LE REAZIONI PER TUTTI I COMPONENTI. PER ALCUNE Δ [kg] HO BISOGNO DI:



$$12 [g]_C : 22.4 [l]_{O_2} = 850 [g]_C : x [l]_{O_2} \Rightarrow x [l]_{O_2} = 1586.6 [l]_{O_2} = 1.57 [m^3]_{O_2}$$



$$2 [g]_{H_2} : 11.2 [l]_{O_2} = 140 [g]_{H_2} : y [l]_{O_2} \Rightarrow y [l]_{O_2} = 784 [l]_{O_2} = 0.78 [m^3]_{O_2}$$



$$32 [g]_S : 22.4 [l]_{O_2} = 10 [g]_S : z [l]_{O_2} \Rightarrow z [l]_{O_2} = 7 [l]_{O_2} = 0.007 [m^3]_{O_2}$$

$$O_2 (\text{CONSUMATO}) = 1.57 + 0.78 + 0.007 = 2.36 [m^3]$$

$$N_2 = 3.8 O_2 = 3.8 \cdot 2.36 = 8.96 [m^3]$$

$$\text{ARIA TEORICA} = 2.36 + 8.96 = 11.32 [m^3]$$

GAS: LA PROPORZIONE TRA [mol] È UGUALE ALLA PROPORZIONE TRA [m³]

$$1 [mol]_{O_2} : 1.57 [m^3]_{O_2} = 1 [mol]_{CO_2} : x [m^3]_{CO_2} \Rightarrow x [m^3]_{CO_2} = 1.57 [m^3]_{CO_2}$$

$$\frac{1}{2} [mol]_{O_2} : 0.78 [m^3]_{O_2} = 1 [mol]_{H_2O} : x [m^3]_{H_2O} \Rightarrow x [m^3]_{H_2O} = 1.57 [m^3]_{H_2O}$$

$$1 [mol]_{O_2} : 0.007 [m^3]_{O_2} = 1 [mol]_{SO_2} : x [m^3]_{SO_2} \Rightarrow x [m^3]_{SO_2} = 0.007 [m^3]_{SO_2}$$

$$\text{FUMI TEORICI} = 1.57 [m^3]_{CO_2} + 1.57 [m^3]_{H_2O} + 0.007 [m^3]_{SO_2} + 8.96 [m^3]_{N_2} = 12.11 [m^3]$$

$$x \text{ } O_2 \text{ IN ECCESSO} = \frac{O_2 \text{ IN ECCESSO} [m^3]}{\text{FUMI TEORICI} [m^3] + \text{ARIA IN ECCESSO} [m^3]} \cdot 100$$

$$\text{ARIA IN ECCESSO} [m^3] = 4.8 \cdot (O_2 \text{ IN ECCESSO} [m^3])$$

$$3(\%) = \frac{x}{12.11 [m^3] + 4.8 \cdot x} \cdot 100 \Rightarrow x \cong 0.42 [m^3] = O_2 \text{ IN ECCESSO} [m^3]$$

$$\text{ARIA IN ECCESSO} [m^3] = 4.8 \cdot 0.42 = 2.02 [m^3]$$

$$\text{ARIA IN ECCESSO } \% = \frac{\text{ARIA IN ECCESSO} [m^3]}{\text{ARIA TEORICA} [m^3]} \cdot 100 = \frac{2.02}{11.32} \cdot 100 = 17.84\% \sim 18\%$$

ESERCIZIO 6

INIZIO TRASFORMAZIONE (EUTETICA)

- FASI = $\alpha + L$
- COMP. $\alpha = 20\% Sm - 80\% Pb$; COMP. LIQ. = $61.9\% Sm - 38.1\% Pb$
- α WE% = $\frac{(61.9 - 40) \cdot 100}{(61.9 - 19.2)} = 51\%$; LIQ. WE% = $\frac{(40 - 19.2) \cdot 100}{(61.9 - 19.2)} = 49\%$

FINE TRASFORMAZIONE

- FASI = $\alpha + \beta$
- COMP. $\alpha = 19.2\% Sm - 70.8\% Pb$; COMP. $\beta = 97.5\% Sm - 2.5\% Pb$
- α WE% = $\frac{(97.5 - 40) \cdot 100}{(97.5 - 19.2)} = 73\%$; β WE% = $\frac{(40 - 19.2) \cdot 100}{(97.5 - 19.2)} = 27\%$

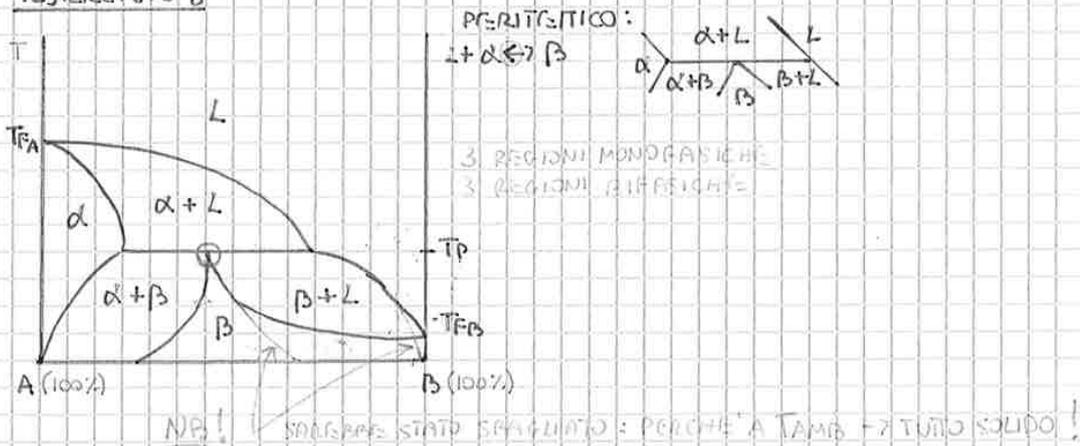
ESERCIZIO 3

(VIROLUZIONE II)

T = 2000 °C

- a) FASI: SOLID ; 25% FeO - 75% MgO (COMP.) ; QTA' = 100% SOLUZIONE SOLIDA
- b) FASI: SOLID + LIQUID ; COMP. SOLID = 40% FeO - 60% MgO ; COMP. LIQ. = 66% FeO - 34% MgO
 (WE% SOLID = $\frac{(66 - 45) \cdot 100}{66 - 40} \approx 80\%$; (WE% LIQ. = $\frac{(45 - 40) \cdot 100}{66 - 40} \approx 20\%$)
- c) FASI: SOLID + LIQUID ; COMP. SOLID = 40% FeO - 60% MgO ; COMP. LIQ. = 66% FeO - 34% MgO
 (WE% SOLID = $\frac{(66 - 60) \cdot 100}{66 - 40} \approx 20\%$; (WE% LIQ. = $\frac{(60 - 40) \cdot 100}{66 - 40} \approx 80\%$)
- d) FASI: LIQUID ; 80% FeO - 20% MgO (COMP.) ; QTA' = 100% SOLUZIONE LIQUIDA

ESERCIZIO 8



CRISTALLOGRAFIA

(VIDEOLEZIONE 2)

ESERCITAZIONE

STAMPA E INCOLLA

COMBUSTIBILI

ESERCIZIO 1

DATI

PM: 114 [g/mol]

$\Delta H_{\text{comb H}_2\text{O(l)}} = -5531 \text{ [kJ/mol]}$

$\Delta H_{\text{comb H}_2\text{O(g)}} = -5126 \text{ [kJ/mol]}$

$Q_s, m, Q_i = ? \text{ [C}_8\text{H}_{18} \text{ (OTANO)]}$

CALCOLO DELLA QTA' DI H₂O PRODOTTA:

$1 \text{ [mol]} \cdot 114 \text{ [g]} : 9 \text{ [mol]} \cdot 18 \text{ [g]} = 1000 : x$

$x = 1421 \text{ [g]} = 1.421 \text{ [kg]} = (m)$

ESERCIZIO 4

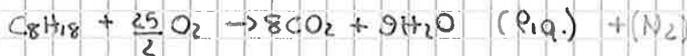
DATI

CALCOLO DELLA QTA' E COMPOSIZIONE DEI FUMI PRODOTTI DALLA COMBUSTIONE COMPLETA NELLO OTANO LIQUIDO. (ESERCIZIO D'ESAME)

SVOLGIMENTO:

OTANO = C₈H₁₈ (DA SAPERE)

REAZIONE:



PM: 114 [g/mol] (DA SAPERE)

$1 \text{ [kg]} \text{ di C}_8\text{H}_{18} \quad \frac{1000}{114} = 8.772 \text{ mol di C}_8\text{H}_{18}$

$m = \frac{m}{PM}$

$(8.772 \cdot 8 \cdot 22.4) = 1572 \text{ [l]} \text{ di CO}_2 = 1.572 \text{ [Nm}^3\text{]} \text{ di CO}_2$

$(8.772 \cdot 9 \cdot 22.4) = 1768 \text{ [l]} \text{ di H}_2\text{O} = 1.768 \text{ [Nm}^3\text{]} \text{ di H}_2\text{O}$

$(8.772 \cdot \frac{25}{2} \cdot 22.4) = 2456 \text{ [l]} \text{ di O}_2 = 2.456 \text{ [Nm}^3\text{]} \text{ di O}_2$

$\text{N}_2 = 3.8 \cdot 0.2 = 0.76 \text{ [Nm}^3\text{]}$

IN TOTALE IL VOLUME DEI FUMI E' DI: $1.572 + 1.768 + 0.76 = 4.106 \text{ [Nm}^3\text{]}$

(COMBUSTIBILE + O₂)

NEI REAGENTI:

SE HO C

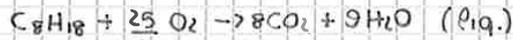
SE HO H

NEI PRODOTTI:

→ CO₂

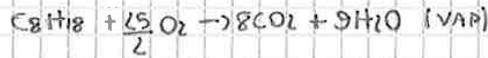
→ H₂O

35' (VIDEOREGIONE 31)



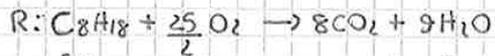
$114 \text{ [g]} : 5531 \text{ [kJ]} = 1000 \text{ [g]} (1 \text{ kg}) : x$

$x = 48518 \frac{\text{[kJ]}}{\text{[kg]}} = (Q_s)$



$114 \text{ [g]} : 5126 \text{ [kJ]} = 1000 \text{ [g]} : x$

$x = 44965 \frac{\text{[kJ]}}{\text{[kg]}} = (Q_i)$



IN [l]: PER BRUCIARE 1 [mol] DI C_8H_{18} \rightarrow $\frac{25}{2}$ [mol] DI O_2

SAPENDO CHE 1 [mol] = 22,4 [l]

ARIA: $4,8 \cdot \frac{25}{2} \cdot 22,4 = 1344$ [l] PER 1 [mol] DI C_8H_{18}

$$m = MPM = 1 [\text{mol}] \cdot 114 \left[\frac{\text{g}}{\text{mol}} \right] = 114 [\text{g}] = 0,114 [\text{kg}] = 0,114 [\text{l}]$$

\Rightarrow PER BRUCIARE 0,114 [l] DI C_8H_{18} \rightarrow 1344 [l]

$$0,114 : 1344 = 1 : X$$

$$X = \frac{1344}{0,114} = 11789 [\text{l}] \text{ DI ARIA NECESSARI PER 1 [l] DI } C_8H_{18}$$

NOTA: L'ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE E' SEMPRE RIFERITA A 1 [kg] OPPURE A 1 [l]

NON A 1 [mol] : SI ESPRIME IN $\frac{[Nm^3]}{[kg]}$

$X = 11,789 [Nm^3]$ DI ARIA NECESSARI PER 1 [l] DI C_8H_{18}

\Rightarrow ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE: $11,789 \frac{[Nm^3]}{[l]}$

LEGGE DI SCHMIDT (τ_{max})

(VIRTEUOLUZIONE 2)

DETERMINAZIONE DELLA TENSIONE DI TAGLIO MASSIMA (τ_{max})

PRENDIAMO IN CONSIDERAZIONE LA τ PERCHÉ È LA τ CHE DA' GLI SCORRIMENTI DEI PIANI.

SCORRIMENTO DI PIANI ADIACENTI A MASSIMO IMPACCAMENTO → IL MATERIALE VIENE DEFORMATO MA IL LEGAME METALLICO NON VIENE DANNEGGIATO. NEL CASO DI MAT. METALLICI È MOLTO PIÙ FACILE UNO SCORRIMENTO SUI PIANI A MASSIMO IMPACCAMENTO CHE UNA DECOSSIONE FRONTALE.

CONSIDERANDO UNA SUP. GENERICHE A_S , DI MASSIMO SCORRIMENTO, INCLINATA DI UN ANGOLO θ RISPETTO ALLA SUPERFICIE A NORMALE AL CARICO APPLICATO P , SI AVRA':

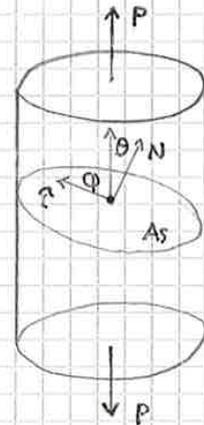
$A_S = A / \cos \theta$. LA TENSIONE TANGENZIALE τ CHE AGISCE SULLA ANSA INCLINATA A_S SARÀ: $\tau = P / A_S \cos \phi = P / A \cos \theta \cos \phi$.

DA QUESTO RISULTATO SI EVINCE CHE VALORI DI TENSIONE DI TAGLIO MASSIMI SI OTTENGONO PER VALORI DI:

$\theta = (90 - \phi) = 45^\circ$

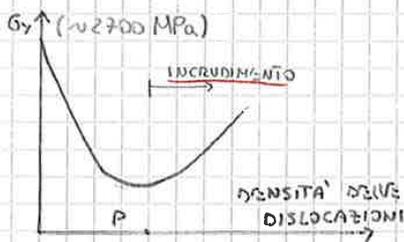
A CUI CORRISPONDE: $\tau = \frac{1}{2} P/A$

⇒ PIANI A MASSIMO IMPACCAMENTO → τ_{max} , SONO I PIANI A 45° RISPETTO ALL'APPLICAZIONE DEL CARICO.



DISLOCAZIONI

SE DOVESSI DEFORMARE UN MATERIALE IN CUI NON CI SONO IMPERFEZIONI RETICOLARI LINEARI, QUALI LE DISLOCAZIONI, POSSO COMUNQUE AVERE DEFORMAZIONE PLASTICA NEL MATERIALE (PERCHÉ HO LEGAME METALLICO CHE NON SI DANNEGGIA E NON È DIREZIONALE) MA IL CARICO CHE DEVO RAGGIUNGERE È DECISAMENTE ELEVATO. (≈ 2700 MPa) MEGLIO AVERE DISLOCAZIONI! D'ALTROUNDE NON ESISTONO MATERIALI A TEMPERATURA AMBIENTE PRIVI DI DIFFETTI: QUINDI LE DISLOCAZIONI CI SONO E DOBBIAMO CERCARE DI GESTIRLE AL MEGLIO.

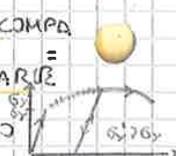


FINO A P : AUMENTANO LE DISLOCAZIONI, IL CARICO DI SOSTENTAMENTO DECRESCe.

AL CRESCERE DELLE DISLOCAZIONI SUPERATO P , σ_y CRESCE → FENOMENO DELL'INCURDIMENTO.

NEL MOMENTO DELLE DISLOCAZIONI CHE È FUNZIONE DELLE τ CHE I SINGOLI CRISTALLI SUI DIVERSI PIANI SENTIRANNO, LE DISLOCAZIONI SI POTRANNO INCONTARE, QUESTO TALVOLTA LE PORTA A SCOMPARE, TALVOLTA A FARLE ACCANCIARE: È QUINDI NECESSARIO UN CARICO MAGGIORE PER FARLE MUOVERE.

(PER CAPIRE IL FENOMENO SI PUÒ A FARE LA PENA DI TRATTARE PER UNO STRESSO PROVINO UNA Z'VOLA DOPO CHE LA 1ª SI È GIÀ ENTRATI IN DEFORMAZIONE PLASTICA)



LEGGE DI HALL-PETCH

$$\sigma_0 = \sigma_i + k \cdot D^{-1/2}$$

TENSIONE DI SNERVAMENTO = TENSIONE DI SN. MONOCRISTALLO + UN CONTRIBUTO CHE È FUNZIONE DELLA DIMENSIONE MEDIA DEL GRANO (D)

MODALITÀ DI PROPAGAZIONE DELLA CRICCA

INTERGRANULARE: SI PROPAGA SEGUENDO IL BORDO DEI CRISTALLI

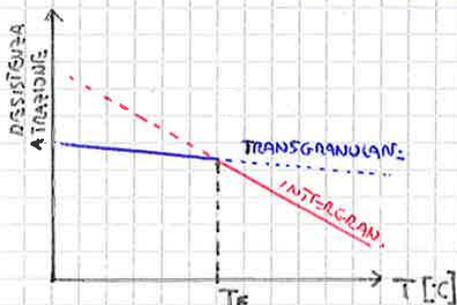
TRANSGRANULARE: SI PROPAGA ATTRAVERSO I CRISTALLI

→ IL MATERIALE CEDE NELLA MODALITÀ CHE RICHIEDE CARICO INFERIORE

⇒ SARA' PRINCIPALMENTE TRANSGRANULARE PER $T < T_c$ E INTERGRANULARE PER $T > T_c$

IL PUNTO DI INCROCIO MI IDENTIFICA UNA TEMPERATURA:

LA TEMPERATURA EQUITATIVA (T_c), QUINDI:



AL DI SOTTO DI T_c ⇒ COMPORIAMENTO TRANSGRANULARE

AL DI SOPRA DI T_c ⇒ COMPORIAMENTO INTERGRANULARE

A T ELEVATE PUO' AVVENIRE SCORRIMENTO VISCOSO

LUNGO I BORDI DI GRANO CHE DIVENTANO REGIONI

DI DEBOLEZZA NEI METALLI POLICRISTALLINI

PER APPLICAZIONI AD ALTA TEMPERATURA,

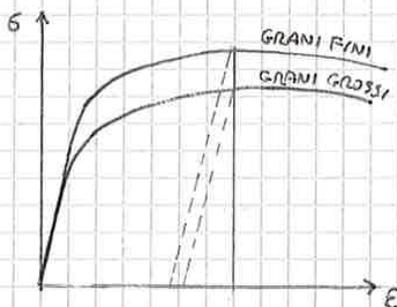
SE VOGLIAMO UN MATERIALE CON ELEVATE PERFORMANCE, SPENDIAMO MOLTO IN TECNOLOGIA PER COMPONENTI MONOCRISTALLINI IN MODO DA AUMENTARE LA RESISTENZA. SE NON ABBIAMO BORDI DI GRANO NON SI MANIFESTA ROTTORE INTERGRANULARE.

PER APPLICAZIONI A BASSA TEMPERATURA,

SE VOGLIAMO INCREMENTARE LE CARATTERISTICHE RESISTENZIALI DI UN COMPONENTE

DOBBIAMO AVERE GRANI FINI. (CI SONO DEI LIMITI, NON E' FACILE AVERE GRANI FINISSIMI

PER IL DISCORSO DEL MINIMO DI ENERGIA CONNESSO AQUE SUPERFICI DEI GRANI. VEDI (STM))

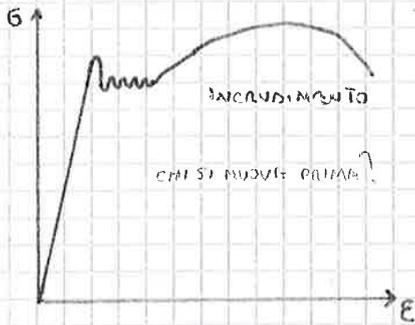


STESSO MATERIALE, STESSO E MA σ_y DIVERSO.

GRANI FINI: σ_y PIU' ALTO (LEGGE DI HALL-PETCH)

IN FASE DI PROGETTAZIONE E' IMPORTANTE DEFINIRE IL GRANO RICHIESTO.

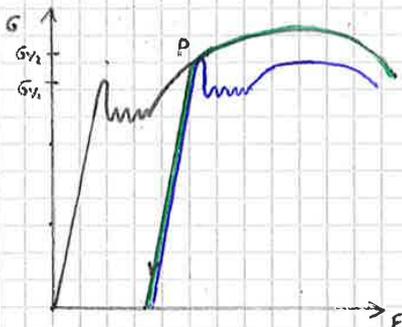
CURVA σ - ϵ PER ACCIAI DA STAMPAGGIO (A BASSO TENORE DI C)



Dopo il comportamento elastico raggiunge uno stato tensionante massimo, σ_y superiore, che si esplica nel materiale come \uparrow . Si incominciano a staccare da alcuni grani le dislocazioni che iniziano a muoversi e il carico scende. Non in tutti i grani si sganciano le dislocazioni: inizialmente solo in

quei grani che hanno i piani a massimo impaccamento orientati tali da garantire la σ_{max} (in prossimità di 45°). Successivamente abbiamo incrementi di carico che sganciano altre dislocazioni. (vedi bande di Lüders (SLP)). Successivamente segue l'incrudimento. Questo fenomeno (di formazione delle bande di Lüders) è tipico degli acciai a basso tenore di C. In tutti gli altri materiali non è presente.

Bande di Lüders: strutture che si manifestano sul provino dovute alla somma dei movimenti di miliardi di dislocazioni che si sganciano dalle zone in cui i soluti sono concentrati. I soluti non vanno a occupare tutti gli apici della dislocazione per i vari piani ma ne vanno a occupare molti, quindi questi soluti costituiscono una disomogeneità composizionale rispetto al materiale; sono preferenzialmente concentrati in prossimità delle dislocazioni. Questa preferenziale concentrazione porta a definire nel reticolo le cosiddette atmosfere di Cottrell.



Arrivati a P, sgancio il carico, termino la prova:
 • Se ricarico subito, eseguo una seconda prova, il provino seguirà la linea verde.
 • Invecchiamento del materiale: se lascio il campione in magazzino per alcuni mesi diamo il tempo ai soluti di riappropriarsi delle dislocazioni per formare nuove atmosfere di Cottrell. Ricapitolando:

il materiale è stato deformato, sono state sganciate le dislocazioni dalle atm. di Cottrell e poi si è lasciato il provino in magazzino per molto tempo (~6 mesi); quindi abbiamo aumentato il numero di dislocazioni; il materiale l'abbiamo incrudito. Riffaccio la prova dopo quest'invecchiamento del materiale. Il materiale ha, come elastico fino a $\sigma_{y2} > \sigma_{y1}$ ($\sigma_{u2} > \sigma_{u1}$ poiché ci sono più dislocazioni), ha nuovamente necessità di sganciare le dislocazioni dalle atm. di Cottrell; grandi deformazioni; incrudimento; rottura.

Atmosfere di Cottrell: zone localizzate dove i soluti si concentrano nel reticolo cristallino.

Bande di Lüders = traccia superficiale dei piani ad alta densità che subiscono il moto delle dislocazioni.

LA MICROSCOPIA OTTICA (3. MICROSCOPIA)

(VIDEOREGISTRAZIONE 5)

È IL METODO DI INDAGINE FONDAMENTALE PER L'ANALISI STRUTTURALE DEI MATERIALI.

LA POSSIBILITÀ DI INGROSSARE UNA SEZIONE DEL MATERIALE OPPORTUNAMENTE TRATTATO

CONSENTE DI INDAGARE SULLA STORIA TERMICA DEL PREPARATO DAL MOMENTO DELLA SOLIDIFICAZIONE.

LA TIPOLOGIA DELLA STRUTTURA DA PREZIOSE E QUASI SEMPRE COMPLETE INFORMAZIONI CIRCA L'IMPIEGO DEL MATERIALE, IN QUANTO ESSA DETERMINA LA RESISTENZA MECCANICA, LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE E ALL'USURA DEL MATERIALE STESSO.

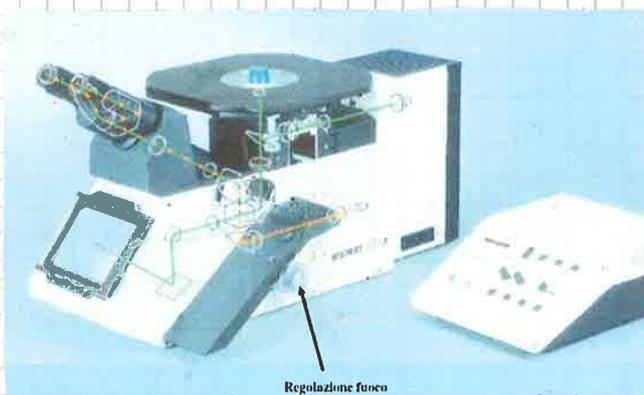
LA TECNICA RISULTA PARTICOLARMENTE EFFICACE PER LO STUDIO DELLE ANOMALIE DA TRATTAMENTO TERMICO, PER LA VALUTAZIONE DELLE INCLUSIONI, PER L'INTERPRETAZIONE DELLE ROTTURE E PER LA VALUTAZIONE DELLE SALDATURE E DEI RIVESTIMENTI.

IL MICROSCOPIO OTTICO È UN DISPOSITIVO CHE INTERPONE OPPORTUNAMENTE DELLE LENTI DI MATERIALE TRASPARENTE TRA L'OGGETTO DA OSSERVARE E L'OCCHIO UMANO. LA LUCE COLPISCE L'OGGETTO; USANDO LENTI CON GEOMETRIA CONTROLLATA (DI FORMA CONVESSA) È POSSIBILE CONCENTRARE I RAGGI LUMINOSI RIFLESSI DALLA SUPERFICIE DEL CAMPIONE IN ESAME IN UN PUNTO PRECISO DETTO FUOCO, DA QUI, TRAMITE PRISMA DEFLETTORE, LA LUCE GIUNGE ALL'OCULARE E, TRAMITE SPECCHIO DEFLETTORE, GIUNGE ALLO SCHERMO FOTOGRAFICO.

La figura riporta lo schema semplificato di un microscopio ottico metallografico. La luce di una sorgente ad elevata intensità (1) è centrata e collimata da diaframmi e condensatori (2) ed incide su uno specchio semi-riflettente (3) che la devia verso la superficie del campione (5) attraverso la lente obbiettivo (4). La luce riflessa dalla superficie in esame attraversa nuovamente (in senso contrario) lo specchio (3) e si concentra nel fuoco (6) della lente obbiettivo (4). In questo punto è posto un prisma deflettore (6) in grado di deviare totalmente o parzialmente il segnale luminoso verso la lente oculare (7) che permette la visione ingrandita del preparato. Il segnale può infine essere deviato da uno specchio (8) ed inviato allo schermo fotografico (9) o ad una telecamera per la documentazione.



NON RIVISTE

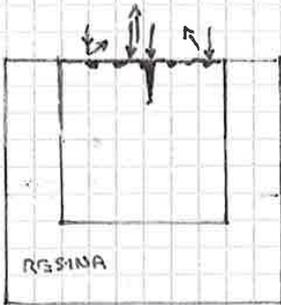


UN MICROSCOPIO OTTICO PUÒ RAGGIUNGERE 1 1500 INGROSSAMENTI. OLTRE NON POSSO ANDARE: NON RIUSCIAMO A VEDERE PARTICELLE, FASI DI DIMENSIONI INFERIORI ALLA LUNGHERZA D'ONDA DEL SISTEMA ILLUMINANTE.

MICROSCOPIO OTTICO TOP € 50'000 €

MICROSCOPIO METALLOGRAFICO TOP € 1'000'000 €

FUNZIONAMENTO:



→ IL GETTO LUMINOSO COLPISCE LA SUPERFICIE DEL PROVINO:

SUP. PIATTA: LUCE RIFLETTA PERFETTAMENTE E TORNA INDIETRO. CHIARA

CRICCA: E' UNA FESSURA DEL MAT. LA LUCE RIMANE INTRAPPOLATA. NERA

POROSITA': LA LUCE ENTRA E RIFLETTA IN DIVERSE DIVERSE. GRIGIA.

(A DIFF. DELLA CRICCA LA LUCE NON SCOMPARE; CAMBIANDO IL FUOCO, SI RENDONO PIU' EVIDENTI).

SECONDA FASE: NON RIFLETTA. ESEMPLO: NELLE GHISSE SI FORMA CARBONIO GRAFITICO NON RIFLETTENTE.

ESEMPLO: NEGLI ACCIAI I SOLFURI E I FOSFURI DANNO UNA CERTA OPACITA'.

SE ABBIAMO UN PROVINO LUCIDO SENZA CRICCHE, SENZA POROSITA', SENZA SECONDA FASE, GLI ACIDI, SCIUGUENDO LE ZONE A MAGGIOR ENERGIA, DIVENDO I BORDI DEI GRANI, CI PERMETTE DI DISTINGUERNE I GRANI. SCIUGUENDO I BORDI DI GRANO, ALCUNI GRANI PRESENTERANNO UNA MAGGIOR RUGOSITA', PER CUI (PUR ESSENDO DELLA STESSA NATURA) PRESENTERANNO UNA CERTA OPACITA'.

METALLOGRAFIA DEGLI ACCIAI

1

C = 0,0036%

Si = 0,022%

Mn = 0,30%

P = 0,009%

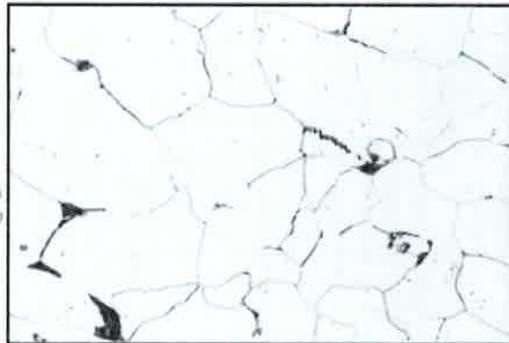
Al = 0,038%

N = 0,042%

R_M = 220 - 320 MPa

Tattamento: normalizzato

IN TANTI ACCIAI
ELEMENTI SEMPRE PRESENTI, DERIVANTI DAL CICLO PRODUTTIVO



LEGA IPERUTETTOIDICA (ACCIAIO)

(COSA VEDIAMO?)

- BORDI DI GRANO

- FERRITE (α) (+)

- PERLITE = FERRITE + CEMENTITE (α) (Fe₃C)

- POROSITA' / IMPUREZZE

FERRITE = CHIARA; BORDI DI GRANO EVIDENTI; PERLITE = GRIGIO SCURO (POCA PER: C=0.0036%)

IMPUREZZE (P, AP, N) / POROSITA' = PICCOLI PUNTINI NON RIFLETTENTI.

2) SALVE LA RESISTENZA DEL MAT

C = 0,21%

Si = 0,23%

Mn = 0,48%

P = 0,020%

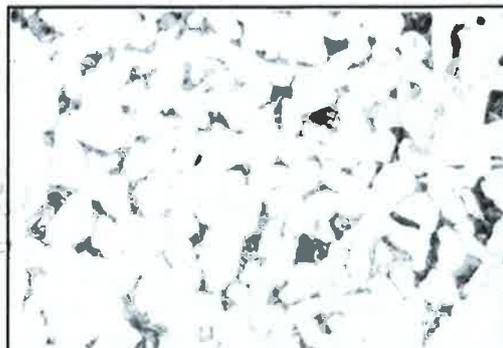
S = 0,021%

Al = 0,016%

R_M = 280 - 380 MPa ←

Tattamento: normalizzato

IN TANTI ACCIAI
ELEMENTI SEMPRE PRESENTI, DERIVANTI DAL CICLO PRODUTTIVO
ALL'ANTIOSSIDAZIONE



LEGA IPERUTETTOIDICA (ACCIAIO)

(RAGIONA CONSIDERANDO LA % DI C. => ANALISI DEL GRAFICO Fe-Fe₃C)

FERRITE (α)

(+)

PERLITE = α + Fe₃C (IN MAGGIOR QUANTITA')

FERRITE = CHIARA; BORDI DI GRANO EVIDENTI; PERLITE GRIGIO SCURO (CE N'E' DI PIU' RICHIE; C=0.21%)

PERLITE PIU' GRANDI: → SONO MAGGIORMENTE EVIDENTI LE LAMELLE DI FERRITE (α) E CEMENTITE (Fe₃C)

6)

C = 0,46%
 Si = 0,25%
 Mn = 0,65%
 P = 0,045%
 S = 0,045%
 Durezza HV30 = 495
 Trattamento: 30' a 1000 °C,
 tempra in acqua

40 μm



LEGA IPEREUTETOIDICA (A)



(TEMPERATURA TROPPO
 ELEVATA PER QUESTO MATERIALE)

NB: IL TRATTAMENTO TERMICO A 1000 °C PER 30' HA PORTATO ALLA CRESCITA DEI GRANI DI AUSTENITE
 IN MODO ECCESSIVO E QUINDI IL BORDO DI GRANO DELL'AUSTENITE NON E' SCOMPARSO MA E' RIMASTO
 NELLA MICROSTRUTTURA FINALE. MICROSTRUTTURA MARTENSITICA DI TEMPERA.

7)

C = 0,81% → COMPOSIZIONE
 EUTETOIDICA
 Si = 0,27%
 Mn = 0,69%
 P = 0,018%
 Al = 0,014%
 N = 0,0047%
 Trattamento: normalizzato

40 μm



LEGA EUTETOIDICA (ACCIAIO)

PERLITE = $\alpha + Fe_3C$



MICROSTRUTTURA COMPLETAMENTE PERLITICA

IN ALCUNE ZONE E' CHIARAMENTE VISIBILE L'ANDAMENTO LAMELLARE.

8)

C = 1,2%
 Si = 0,25%
 Mn = 0,28%
 Cr = 0,20%
 V = 0,10%
 W = 1%
 Durezza HV30 = 230
 Trattamento: normalizzato

40 μm



LEGA IPEREUTETOIDICA (A)

CEMENTITE (Fe_3C)

+

PERLITE = $\alpha + Fe_3C$

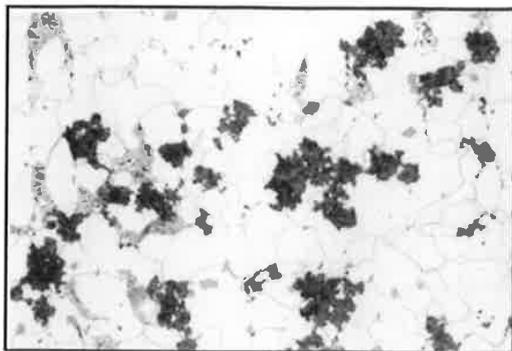


LA FASE BIANCA IN QUESTO CASO E' CEMENTITE (NON PERLITE COME NELLE LEGHE IPEREUTETOIDICHE)
 MICROSTRUTTURA IN PREVALENZA PERLITICA (SI POSSONO NOTARE LE LAMELLE DI α E Fe_3C) CON
 EVIDENTE PRESENZA DI CEMENTITE A BORDO GRANO.

NB: IL BIANCO RAPPRESENTA SEMPRE FERRITE (α) OPPURE CEMENTITE (Fe_3C)
 (VALE SEMPRE, ANCHE PER LE GHISSE)

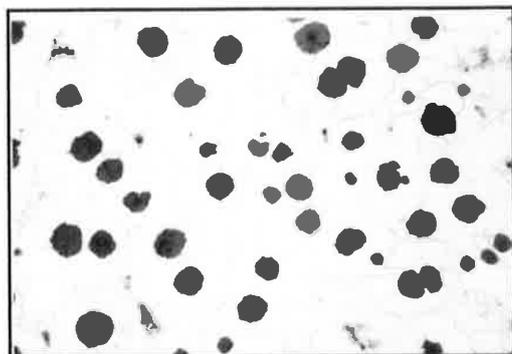
C = 2,66%
Si = 1,38%
S = 0,16%
Al = 0,04%
Cr = 0,04%

120 μm



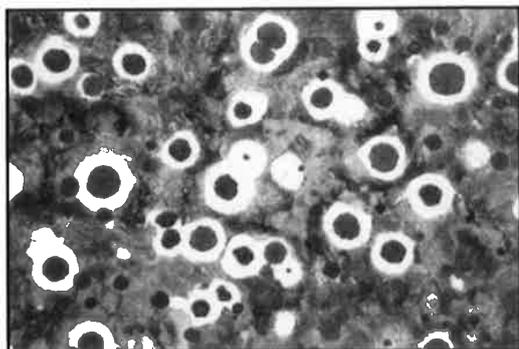
C = 3,63 - 3,69%
Si = 2,24%
Mn = 0,26%
S = 0,084%
Cu = 0,13%
Mg = 0,060%

150 μm



C = 3,63 - 3,69%
Si = 2,14%
Mn = 0,26%
S = 0,084%
Cu = 0,13%
Mg = 0,060%

120 μm



PREPARAZIONE DEI CAMPIONI

IL PREPARATO DEVE RISPONDERE AI SEGUENTI REQUISITI:

- 1) ESSERE UNA SOSTANZA SOLIDA POSSIBILMENTE SECCA
- 2) POSSERNE DIMENSIONI TALI DA POTER ESSERE ALLOGGIATO NELLA APPOSITA CAMERA PORTACAMPIONI
E OPPORTUNAMENTE MANIPOLATO AL DI SOTTO DELLA LENTE OBIEETTIVO (DIM. MAX = 80x80x120 mm)
- 3) ESSERE ELETTRICAMENTE CONDUTTIVO, IN QUANTO UN PREPARATO ISOLANTE SI CARICHEREBBE SOTTO L'AZIONE DEL FASCIO ELETTRONICO CREANDO SULLA SUPERFICIE CAMPI ELETTRICI CHE DISTURBEREBBANO LA LINEARITA' DEL FASCIO STESSO. NEL CASO DI CAMPIONI ISOLANTI (PLASTICHE, CERAMICHE, VETRI, VERNICI, ECC) E' POSSIBILE L'OSSERVAZIONE MA SOLO DOPO AVER METALLIZZATO FINEMENTE LA SUPERFICIE CON ORO, ARGENTO, RAME, CROMO, PLATI
NO.

MICROSCOPIO ELETTRONICO



INTERAZIONE ELETTRONI-MATERIA: segnali disponibili in un SEM. Quando un fascio elettronico colpisce la superficie del campione i fenomeni di interazione sono numerosi, ed altrettanti possono essere i segnali raccolti da appositi rivelatori e trasformati in informazione analitica. Si accenna qui solo alle tre tipologie più usualmente sfruttate in un SEM.

ELETTRONI SECONDARI: quando un elettrone del fascio urta un elettrone legato di un atomo superficiale del campione, quest'ultimo può acquisire una energia sufficiente per abbandonare il materiale ed essere retrodiffuso. L'urto è di tipo anelastico, perciò l'energia di fuga è modesta e questi elettroni possono essere facilmente catturati da un rivelatore polarizzato, convertiti in segnale ed utilizzati per ricostruire la morfologia del campione. Ciò è possibile poiché il numero di elettroni secondari prodotti dipende dalle asperità della superficie, e quindi la mappa quantitativa della loro retroemissione riproduce fedelmente tali asperità. Elevati ingrandimenti sono raggiungibili restringendo l'area di scansione del pennello elettronico sulla superficie del campione.

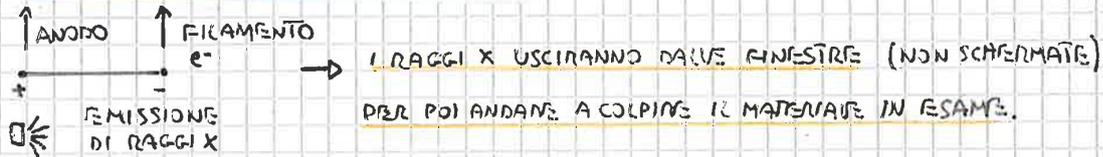
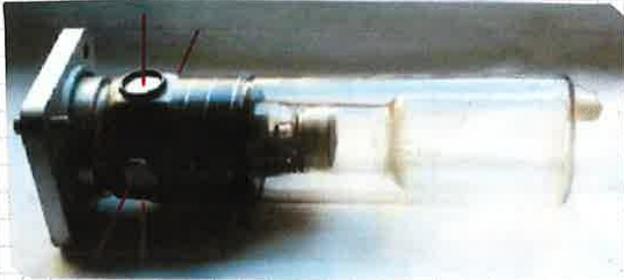
ELETTRONI DI BACKSCATTERING: se l'interazione dell'elettrone del fascio avviene simultaneamente con i nuclei atomici, l'urto è elastico, e l'energia conservata dall'elettrone è elevata. Poiché la sezione d'urto (ovvero la funzione probabilistica del processo) dipende dal numero atomico del nucleo eccitato, questo segnale è utilizzabile per discriminare chimicamente la superficie. Zone più chiare corrispondono a composti più pesanti

RAGGI X: l'interazione anelastica tra elettroni del fascio ed elettroni orbitali lascia gli atomi superficiali del campione in uno stato eccitato. Il ritorno allo stato fondamentale avviene con la cattura di un elettrone vagante ed emissione di RX. L'energia propria di questa radiazione dipende dalla transizione quantica interessata dal processo e soprattutto dalla specie atomica coinvolta. Dalla misura di questa micro-energia è possibile quindi costruire spettri in energia da cui risalire alla chimica superficiale del campione. La risoluzione spaziale di questa microanalisi chimica è circa 1µm.

ANTICATODI (PIÙ USUALI)

- $\lambda \text{ Mo K}\alpha = 0.709 \text{ \AA}$ (PRINCIPALI RIFLESSIONI A BASSI ANGOLI)
- $\lambda \text{ Cu K}\alpha = 1.540 \text{ \AA}$ (IL PIÙ UTILIZZATO)
- $\lambda \text{ Co K}\alpha = 1.789 \text{ \AA}$ (ADATTO PER LEGHE FERROSE)
- $\lambda \text{ Fe K}\alpha = 1.936 \text{ \AA}$ (LEGHE FERROSE; MENO DEL CO)
- $\lambda \text{ Cr K}\alpha = 2.290 \text{ \AA}$ (UTILIZZATO PER TENSIONI RESIDUE IN ACCIAI)

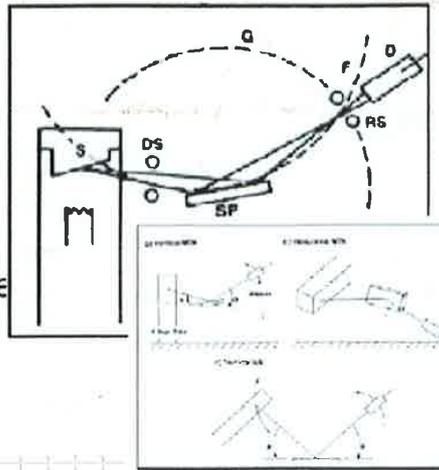
ESEMPPIO DI LAMPADA/TUBO A RAGGI X (ANTICATODO = Co)



NOI NON UTILIZZIAMO I RAGGI X COME VENGONO UTILIZZATI IN CAMPO MEDICO, PER LA STRUTTURA OSSEA NEL CORPO UMANO, CIOÈ PER TRASMISSIONE. MA PER DIFFRAZIONE, OVVERO RIFLESSIONE CON INTERFERENZA POSITIVA. QUINDI LA CAPACITÀ DI PENETRAZIONE DEI RAGGI X SARÀ SOLO DI QUALCHE μm .

A VOLTE USIAMO I RAGGI X PER TRASMISSIONE PER ANALIZZARE LE SCELTURE. NEI DIFFERENTI TIPO POROSITÀ (VISTO CHE I MAT, MET, ASSORBONO I RAGGI X, DOVE CI SARANNO POROSITÀ NON CI SARÀ ASSORBIMENTO. → DIVERSE TOMOGRAFIE DI GRIGIO)

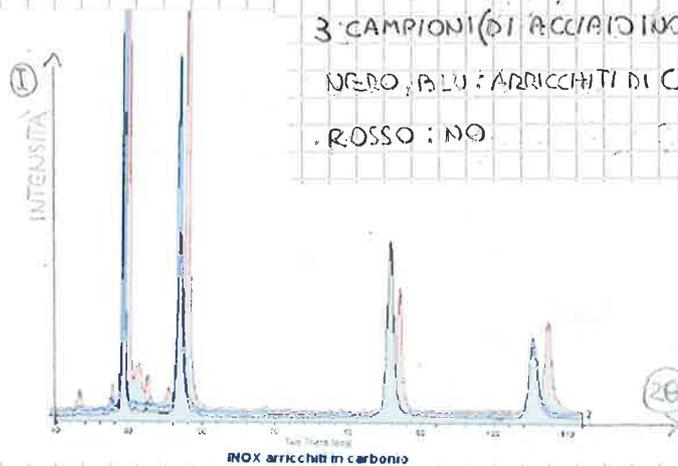
S = X-ray source
 DS = divergence slit
 SP = sample
 RS = receiving slit
 D = detector
 F = focusing circle
 G = goniometer circle



NB IL CAMPIONE PUO' RUOTARE.
SI PARTE CON UN CERTO
ANGOLO. L'ANALISI PROSEGUE
CAMBIANDO L'ANGOLO θ ($\theta' > \theta$)
CAMBIANDO θ E ANDANDO A
LEGGERE I RAGGI RIFLESSI SI
OTTIENE UNO SPETTRO DI
DIFFRAZIONE.

SPETTRO DI DIFFRAZIONE

A OGNI ANGOLO CORRISPONDE UN CONTEGGIO DI RAGGI X RIFLESSI



3 CAMPIONI (DI ACCIAIO INOX)
 NERO, ALU: ARRICCHIATI DI C
 ROSSO: NO

SI ESegue LA PROVA (CHE DURA DA QUALCHE
MINUTO A UN'ORA E MEZZA). IL DETECTOR
RILEVA A CERTI ANGOLI MODESTI CONTEGGI
DI RAGGI X RIFLESSI, MA A CERTI ANGOLI
I CONTEGGI SONO MOLTO ELEVATI.

QUESTI SONO GLI ANGOLI PER CUI VIENE
VERIFICATA LA LEGGE DI BRAGG:

$$m\lambda = 2d \sin \theta$$

$m = 1$; λ = DATO STRUMENTALE NOTO; θ ANGOLO
IN CUI HO INTENSITÀ POSITIVA ALLA DIF-
FRATTORE DEI RAGGI X. d = INCOGNITA

DI SOLITO SI FA RIFERIMENTO A UN ANGOLO DI 2θ
 PERCHÉ IL DETECTOR COMPIE UNA ROTAZIONE
 DOPPIA RISPETTO A QUELLA DEI RAGGI X INCIDENTI

PER VARI VALORI DI θ → VARI VALORI DI d : QUESTI VALORI DI d SONO CORRELATI A
UN RETICOLO CRISTALLINO A UN PARAMETRO DI CELLA E A DIFFERENTI PIANI CRISTALLOGRAFICI

→ PREZI IN CONSIDERAZIONE. E QUINDI VADO A IDENTIFICARE IL RETICOLO CRISTALLINO
E IL PARAMETRO DI CELLA DEL RETICOLO.

IL CAMPIONE ROSSO HA DEI PICCHI A θ UN POCHINO SUPERIORI; ESSENDO $d = \frac{m\lambda}{2 \sin \theta}$
 θ PIÙ ALTO → d È PIÙ PICCOLO: DI CONSEGUENZA QUESTO CAMPIONE AVRÀ
 UN PARAMETRO DI CELLA d UN PÒ PIÙ PICCOLO.

AGGIUNGENDO C, CHE È UN ELEMENTO CHE PUÒ ENTRARE IN SOLUZIONE SOLIDA
 INTERSTIZIALE (PERCHÉ PICCOLO), SI ALLARGA LIEVEMENTE IL RETICOLO CUBICO,
 QUINDI IL PARAMETRO DI CELLA. ⇒ RIESCO A IDENTIFICARE QUAL'È L'INCREMENTO
 DEL PARAMETRO RETICOLARE / DI CELLA ASSOCIATO ALL'INTRODUZIONE DI QUESTO
 ELEMENTO INTERSTIZIALE.

UN BEN DEFINITO d_0 , PIUTOSTO PRECISO, MENTRE IN PROSSIMITÀ DEI BORDI SARÀ $d = d_0 + \Delta d$
($\gamma - \Delta \alpha$)
QUINDI RISPETTO AL PICCO MOLTO INTENSO E POCO STRETTO MI DARÀ DEI CONTRIBUTI SULLE CODE

MODESTI: SE ABBIAMO GRANI GRANDI (POCHI BORDI DI GRANO) → PROFILO POCO AMPIO

MOLTO PIÙ IMPORTANTI: SE ABBIAMO GRANI MOLTO PICCOLI (TANTI B. DI GRANO) → PROFILO MOLTO ALLARGATO

E L'AREA SOTTESA (PERO) DEVE ESSERE UGUALE.

QUINDI, DATO UN CERTO MATERIALE, SEGUENDO DEI DIFFRATTOGRAMMI SUL MATERIALE, ANALIZ

ZANDO IL PROFILO DEI PICCHI È POSSIBILE CORRELARLO ALLE DIMENSIONI DEI CRISTALLI

→ PRESENTI NEI MATERIALI: PIÙ GRANDI O PIÙ PICCOLI. E QUESTE SONO CORRELATE ALLE DIMEN
SIONI DEI GRANI CRISTALLINI NEL MATERIALE.

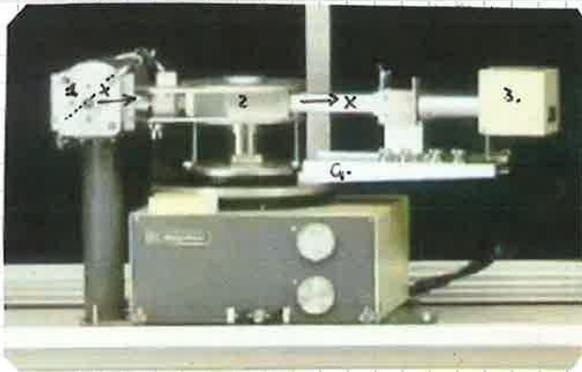
DIFFRATTOMETRO

Lo strumento risulta
composto da più parti:

La gabbia di schermatura

Il tubo a RX ed il
goniometro

La parte elettrica di
generazione e regolazione
della potenza



1. TUBO DI GENERAZIONE DEI RAGGI X

2. SEDE CAMPIONE

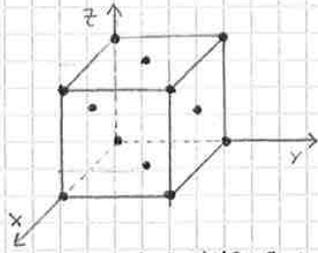
3. SISTEMA DI DETECTION

IL SISTEMA RUOTA ORIZZONTALMENTE (G.)

ALTRI SISTEMI RUOTANO VERTICALMENTE.

RETICOLO C.F.C.

(VIBRAZIONE 7)



⊙ LE FAMIGLIE DI PIANI (1,0,0) NON DESCRIVE CORRETTAMENTE LA DISPOSIZIONE ATOMICA

SOLO LE FAMIGLIE DI PIANI (2,0,0) RAPPRESENTANO ACCURATAMENTE I PIANI DI UN RETICOLO A FACCE CENTRATE.

$$d(2,0,0) = \frac{a_0}{2}$$

⊙ (1,1,0)? NO! \Rightarrow (2,2,0) \rightarrow $d(2,2,0) = \frac{a_0\sqrt{2}}{4}$

⊙ (1,1,1)? SI!

QUESTO È IL PUNTO DI PARTENZA PER AVERE LA NUCLEAZIONE DI NUOVI GRANI CRISTALLINI I SOTTOGRANI, CRESCENDO, DIVENTANO I NUCLEI DEI NUOVI GRANI CRISTALLINI CON MASSO TENORE DI DISLOCAZIONI AL LORO INTERNO. MATERIALE NON PIÙ INCRUDITO.

PER QUESTO PASSAGGIO È NECESSARIO UN CERTO TEMPO: TEMPO DI NUCLEAZIONE DEI NUOVI GRANI NON INCRUDITI.

QUALE T, QUALE TEMPO? SE T È ALTA → TEMPO MINORE; SE T È BASSA → TEMPO MAGGIORE

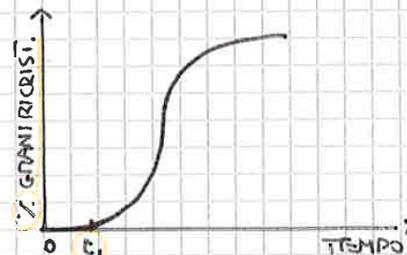
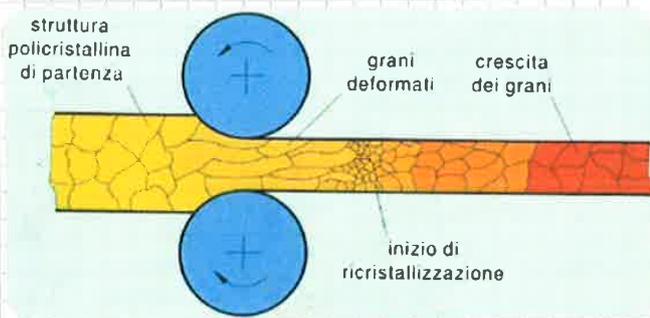
ATTENZIONE: LE CARATTERISTICHE MECCANICHE TRA LA SITUAZIONE (1) MASSIMO INCRUDIMENTO E LA SITUAZIONE (2) MATERIALE CHE HA SUBITO RIPRISTINO MA NON ANCORA RICRISTALLIZZAZIONE, SOSTANZIALMENTE NON CAMBIANO: DAL PUNTO DI VISTA DELLA RESISTENZA,

DAL PUNTO DI VISTA DELLA DEFORMABILITÀ: IL MATERIALE INCRUDITO, PER UNA DEF. PLASTICA SUCCESSIVA, SUBISCE UNA POSSIBILITÀ DI DEFORMAZIONE MODESTA, CHE È IL RESIDUO (RISPETTO AL CARICO MASSIMO) NEL CASO (2) AVVIAMO MAGGIORE DEFORMAZIONE PERCHÉ ABBIAMO NELLE ANCHE (VOLUMI) DEL MATERIALE IN CUI LE DISLOCAZIONI SONO IN QUANTITÀ MINIMO, QUINDI UN'ULTERIORE DEF. PUÒ FAVORIRE NUOVI NUCLEI (NON MOLTO PERCHÉ VENGONO BLOCCHATE DAI BORDI DI SOTTOGRANO: PER SUPERARLI HO BISOGNO DI PIÙ ENERGIA GIÒÈ UN CARICO PIÙ ELEVATO).

NECESSARIE:

RICRISTALLIZZAZIONE

IN UNA DEFORMAZIONE A CALDO (EFFETTUATA AL DI SOPRA DELLA TEMPERATURA RICRISTALLIZZAZIONE) L'ENERGIA ACCUMULATA DURANTE LA DEFORMAZIONE, SOMMATA A QUELLA FORNITA DALLA T, PERMETTE DI OTTENERE UNA RICRISTALLIZZAZIONE NEL MATERIALE DEFORMATO, OTTENENDO UNA CRESCITA ISOTROPA DI TUTTI I CRISTALLI.



(0-t_c) RECOVERY: NON SI HA CAMBIO NEI PREESISTENTI GRANI CRISTALLINI.

(t_c) NUCLEAZIONE: PRIMI NUCLEI DI NUOVI CRISTALLI CON MASSO QUANTITATIVO DI DISLOCATE.

IN COMINCIANO A ESSERE IN UNA CERTA FRAZIONE: 1%, 5%, 20% ...

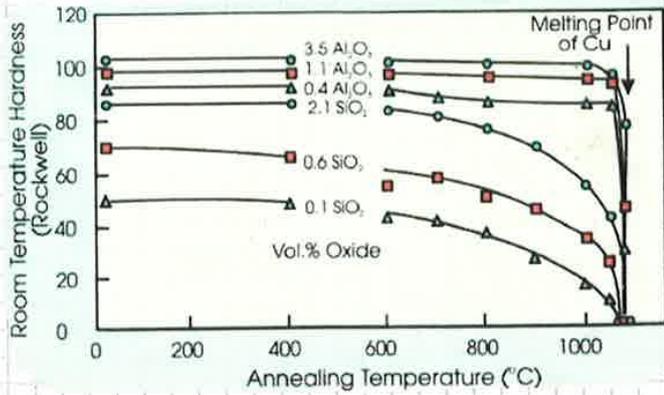
ANCHE NON CRISTALLIZZANO TUTTI I VOLUMI. ALLA FINE, DOPO UN CERTO TEMPO, AVREMO COMPLETA RICRISTALLIZZAZIONE. È UN PROCESSO CINETICO, CON UN TEMPO DI NUCLEAZIONE E UN TEMPO DI MANIFESTAZIONE. I TEMPI DIPENDONO DALLA TEMPERATURA.

DOPO RICRISTALLIZZAZIONE LE CARATTERISTICHE MECCANICHE SCENDONO (IL MATERIALE È PIÙ INCRUDITO)

INFLUENZA DELLA SECONDA FASE

SE ABBIAMO MODESTA PRESENTAZIONE DI SECONDA FASE LE CARATTERISTICHE MECCANICHE SONO PIU' BASSE E CROLLANO PRIMA

SE INVECE USIAMO UN MAGGIOR TENORE DI PARTICELLE DI SECONDA FASE ABBIAMO CARATTERISTICHE MECCANICHE SUPERIORI E CROLLANO DOPO.



- VALORI DI DUREZZA DI (LEGHE DI RAME (Cu)

ESTRUSE E RICOTTE, RAFFORZATE PER DISPERSIONE DI PARTICELLE DI SECONDA FASE.

Ⓟ PRESENZA DI PARTICELLE IN SECONDA FASE:

1) EVITA LA RICRISTALLIZZAZIONE

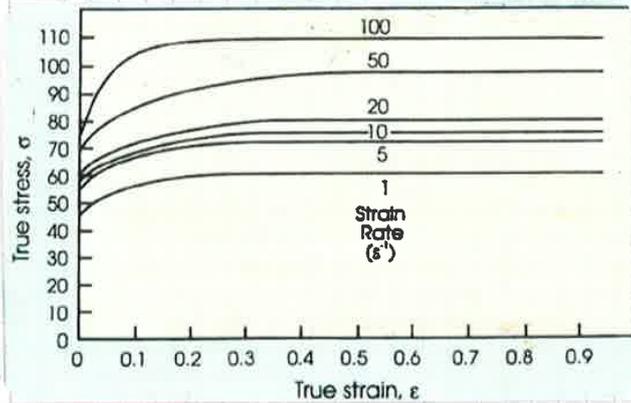
2) RAFFORZA IL MATERIALE

EVITARE RICRISTALLI. POTA AD AVERE BUONE

CARATTERISTICHE MECC. ANCHE AD ALTI.

INFLUENZA DELLA VELOCITA' (DI RICRISTALLIZZAZIONE)

PER I COMPONENTI CHE VANNO PRODOTTI PER ANDARE IN CONTRO A DEFORMAZIONE CONTROLATA SI DEVONO UTILIZZARE VALORI DI PROGETTO (σ_y) CHE SONO DIFFERENTI RISPETTO A QUELLI OTTENIBILI NEL CASO DI PROVE STATICHE PER AVERE UN BUON CONTROLLO NEL MATERIALE.



- CURVE TENSIONE-DEFORMAZIONE PER UNA

LEGA AL-1% Mg A 400°C (A CALDO)

CICLO TERMO-MECCANICO

PER CONTROLLARE LE DIMENSIONI DEI GRANI. (COSTO AGGIUNTIVO)

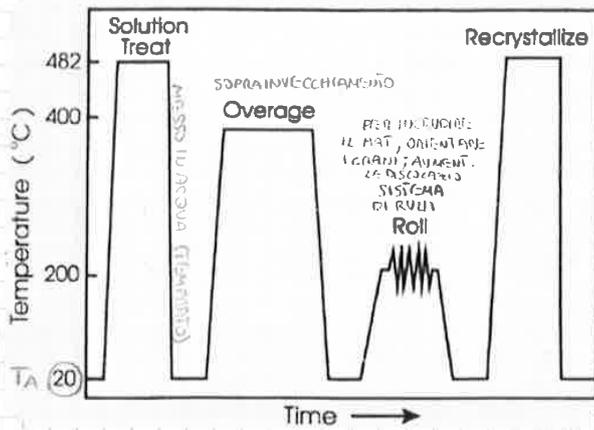


DIAGRAMMA SCHEMATICO CHE EVIDENZIA
LE QUATTRO OPERAZIONI TERMO-MECCANICHE
EFFETTUATE PER OTTENERE GRANI PICCOLI
(NELLA LEGA AL7075)

→ NE SEGUONO ALTRI
TRATTAMENTI

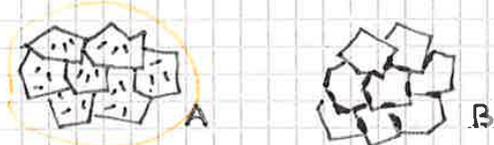
VEDIAMO QUALI TENDRE DI Si IN MODO DA MANTENERE LA LEGA CON UNA COMPOSIZIONE PARI ALLA COMPOSIZIONE EUTETTICA.

(PER CUI DOBBIAMO FAR CHE NEL LIQUIDO CI SIA UN TENDRE DI C_{eq} PARI ALLA COMPOSIZIONE EUTETTICA)

$$C_{eq} \% = 9.2 \% \cong 3 \% (C) + \frac{3 \% (Si)}{3} \Rightarrow 2 Si = 3 \% \text{ (CON } 7C = 3\%)$$

CARBONIO GRAFITICO (C_g)

E' (RIGIDO) E FRAGILE.



QUAL'E' LA CONDIZIONE MIGLIORE?

A. VOGLIAMO CHE IL C_g SOLIDIFICHI PER PRIMO.

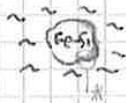
IL LIQUIDO, IMPURATO DI C, SOLIDIFICHERA' SUCCESSIVAMENTE, CIRCONDANDO IL C_g GIA' SOLIDIFICATO. COME POSSO FAR SI CHE IL C_g SOLIDIFICHI PER PRIMO? TRAMITE UN: (DAL MOMENTO CHE AVREMO SOLIDIFICAZIONE CONTEMPORANEA DELLA MAT. MAT. DUTTILE E DEL C_g)

PROCESSO DI INOCULAZIONE (SENZA CAMBIARE LA COMPOSIZIONE)

NEL MOMENTO IN CUI COLIAMO IL GETTO AGGIUNGIAMO DELLE PARTICELLE GRANULARI

DI UNA POLVERE CONTENENTE Fe-Si IN TENDRE 50% Fe E 50% Si.

PRENDIAMO IN ESAME UNA PARTICELLA DI Fe-Si NEL LIQUIDO DEL GETTO.



Fe 50-Si 50 HA UNA T_{fus} PIU' BASSA \Rightarrow INIZIA A SCIOLGERSI

SE NON C'E' AGITAZIONE NEL LIQUIDO, QUESTO A CONTATTO CON LA PARTICELLA

AVRA' UN CONTRIBUTO COMPOSIZIONALE LEGATO AL FATTO CHE LA PARTICELLA SI E' SCOLTA

COMPOSIZIONE LIQUIDO DI PARTENZA: C = 3%, Si = 3%, Fe = 94%

COMP. LIQUIDO IN PROSSIMITA': Fe = (50 + 94) / 200% = 72%

DATA DAL NRE CONTRIBUTI Si = (50 + 3) / 200% \cong 26%

(IPOTIZZ. 50% COMP. PART.) C = (3 + 3) / 200% \cong 1.5% $\Rightarrow C_{eq} \% = 1.5 \% (C) + \frac{26 \% (Si)}{3} \cong 10.5\%$

LA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO SARA' QUINDI 10.5% C IN ALCUNE ZONE CHE RIENTRERANNO (GRAFICAMENTE) NELLA ZONA BIFASICA L + C_g . CHE E' QUELLO CHE VOLEVAMO OTTENERE !!

QUINDI: CI DEVE ESSERE: UN 3% C E UN 3% Si NEL LIQUIDO.

QUANDO INTRODUCIAMO IL LIQUIDO (GETTO) NEL CANALE DI COLATA (T7TE) AGGIUNGIAMO CONTEMPORANEAMENTE L'INOCULANTE Fe-Si.

IL CONTRIBUTO DI Si; L'INNALZAMENTO DEL TENDRE DI Si; LEGATO ALLA PRESENZA DI INOCULANTE

E' TUTTAVIA MODESTO. AL MASSIMO PUO' ESSERE DELL'ORDINE DEL (0.07%). L'INOCULANTE NON

FA AUMENTARE IL TENDRE DI Si; IL SUO CONTRIBUTO SI FA SENTIRE NEL PRESSI DELLE PARTICELLE

FACENDO OTTENERE UN 10.5% C_{eq} . (INTERVENTO TECNOLOGICO)

CLASSIFICAZIONE DELLE GHISE

(VIDEOLEZIONE 11)

⊙ **BIANCHE** = TUTTO IL C È SOTTOFORMA DI CEMENTITE. SI OTTENGONO COLANDO E RAFFREDDANDO RAPIDAMENTE (IN CONCHIGLIA) IL MATERIALE FUSO. (COND. METASTABILI)
 ALTO MM E BASSO SI. (IL SILICIO È UNO STABILIZZANTE DEL C₂; È UN GRAFITIZZANTE; FAVORISCE LA FORMAZIONE DI C₂. IL MM FAVORISCE LA FORMAZIONE DI CARBURIO DI FERRO, CEMENTITE Fe₃C). SONO DURISSIME E FRAGILI.

⊙ **GRIGIE** = MOLTO C È SOTTOFORMA DI C₂. SI OTTENGONO SOLIDIFICANDO LENTAMENTE (IN SABBIA) IL MATERIALE FUSO. BASSO MM ALTO SI. SI DIVIDONO A LORO VOLTA IN:

- **LAMELLARE**: LA GRAFITE È PRESENTE SOTTO FORMA LAMELLARE
- **SFEROIDALE**: STRUTTURA NODULARE DELLA GRAFITE OTTENUTA PER AGGIUNTA AL BAGNO LIQUIDO DI INOCULANTI QUALI Mg E TERRE RARE CHE, GENERANDO CENTRI DI CRISTALLIZZAZIONE, FAVORISCONO IL RAGGRUPPAMENTO DELLA GRAFITE IN FORMA SFERICA.

MECCANISMO DELLA SFEROIDIZZAZIONE: IL Mg, AGGIUNTO COME INOCULANTE AL BAGNO FUSO, HA LA PROPRIETÀ DI RITARDARE L'ATTIVAZIONE DEI GERMI DELLA GRAFITE. DURANTE SOLIDIFICAZIONE SI VERIFICA QUINDI UN SOTTORAFFREDDAMENTO E I GERMI, ATTIVATI IN RITARDO, VENGONO IMMEDIATAMENTE AVVOLTI DA UN GUSCIO DI AUSTENITE. SUL CERME INCOMINCIA A DEPOSITARSI LA GRAFITE CHE, DOVENDO MIGRARE ATTRAVERSO L'AUSTENITE ANZICHÈ ATTRAVERSO IL LIQUIDO, NON ASSUMERÀ LA CLASSICA FORMA DENDRITICA MA, GRAFITE ALLA CORSCITA ISOTROPA, RISULTERÀ DI FORMA SFERICA. INFINE SI VERIFICA LA TRASFORMAZIONE DELL'AUSTENITE IN FERRITE INTORNO AGLI SFEROIDI.

LE GHISE VENGONO CLASSIFICATE IN BASSE ALLA:

DISTRIBUZIONE = IL PIÙ OMOCENEA POSSIBILE

FORMA = LAMELLARE / SFEROIDALE

DIMENSIONI = LAMELLE / SFERE PICCOLE (PER UNA MIGLIOR DISTRIBUZIONE)

ESEMPIO DI CLASSIFICAZIONE: VI-A-6

VI = TIPO DELLA GRAFITE

A = TIPO DI DISTRIBUZIONE

6 = DIMENSIONE DEGLI SFEROIDI

GHISA LAMELLARE

(campione non attaccato, ingrandim. orig.: 100X)



Esempio di classificazione della grafite (fig. b): **I-A-4-5**
(Prealente 5)

Con:
 I = Tipo della Grafite
 A = Tipo di distribuzione
 4-5 = Dimens. lamelle

GHISA SFEROIDALE

(campione non attaccato, ingrandim. orig.: 100X)



Esempio di classificazione della grafite): **VI-A-6**

Con:
 VI = Tipo della Grafite
 A = Tipo di distribuzione
 6 = Dimensione degli sferoidi

SE SEGUIAMO TRATTAMENTI DI RAPIDO RISCALDAMENTO E RAPIDO RAFFREDDAMENTO ANDIAMO AD AGIRE SULLA MATRICE METALLICA DEL MATERIALE MENTRE I NODULI DI Cg NON CAMBIANO. QUESTO CI PERMETTE DI CAMBIARE LE CARATTERISTICHE MECCANICHE DELLA MATRICE CONTINUA: CREVATE CARATTERISTICHE DI RESISTENZA ALL'USURA E DUREZZA. → INTERESSANTI APPLICAZIONI.

Ghisa sferoidale temprata ad induzione



La struttura è tipicamente martensitica. Questo materiale ha una buona resistenza a fatica (ghisa sferoidale) e soprattutto all'usura (utilizzato per le camme di alberi distribuzione).

ES: ALBERO DI DISTRIBUZIONE: HA UNA FORMA COMPRESSA:

LO OTTIENIAMO COME USCA DA GETTO, LO LAVORIAMO CON MACCHINE UTENSILI E INFINE LO SOTTOPIANIAMO A TRATTAMENTO TERMICO PER GARANTIRNE BUONE CARATTERISTICHE MECCANICHE (DUREZZA E RESISTENZA ALL'USURA)

IN GENERALE NELLE USCE DA GETTO, NEL PASSAGGIO DA LIQUIDO A SOLIDO, SI HA UN AUMENTO DELLA DENSITA' CON UNA DIMINUIZIONE DI VOLUME: IL METALLO SI CONTRAHE.

QUESTO PRODO', NEL CASO DELLE GHISSE, NON SUCCEDDE. GHISSE DIVERSO

DENSITA' MEDIA GHISA LIQUIDA = 7000 kg/m^3

DENSITA' MEDIA COSTITUENTE METALLICO DOPO SOLIDIFICAZIONE = 7800 kg/m^3

DENSITA' Cg ≈ $2000-5000 \text{ kg/m}^3$

⇒ 3% IN VOLUME DEL COMPONENTE FINALE PASSA DA UNA DENSITA' DI 7000 kg/m^3 A UNA DENSITA' CHE E' CIRCA UN TERZO ⇒ LO STESSO PESO OCCUPA TRE VOLTE IL VOLUME.

E' VERO CHE IL 97% DI COST. MET. SI RETIRA MA IL 3% DI Cg CRESCE. LA FORMA FINALE DI Cg VA IN PARTE A COMPENSARE IL RITIRO CHE IL LIQUIDO SUBISCE.

(⇒ DIMENSIONAMENTO CON MENO SOVRAMETALLO)

UN'ALTRA BUONA CARATTERISTICA DELLE GHISSE E' RAPPRESENTATA NELLA POSSIBILITA' DI SMOBILITARE LE VIBRAZIONI, GRAZIE ALLA PRESENZA DI Cg CHE RENDE IL MAT. NON CONTINUO. ESEMPLO DI APPLICAZIONE: BASAMENTO MACCHINA UTENSILE.

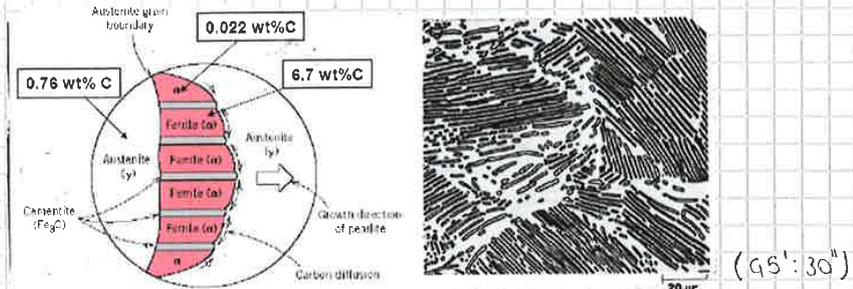
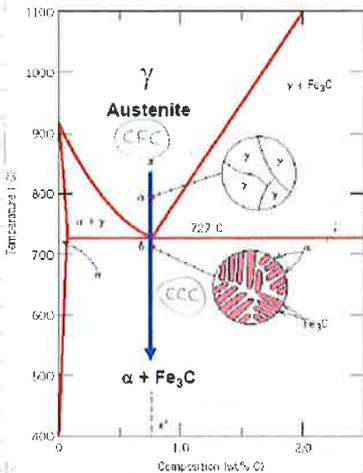
⇒ BISOGNA OMOGENIZZARE IL TRONCO DI C. PER FAR CIÒ:

TRATTAMENTO DI RICOTTURA DEI LINGOTTI:

DOPO LA SOLIDIFICAZIONE, DOPO AVERE RAGGIUNTO LA TAMP, RIMBUTO IL LINGOTTO IN FORNO A $\sim 1300^{\circ}\text{C}$ E LO LASCIAMO PARECCHIE ORE (8-10 ORE, A $1300-1350^{\circ}\text{C}$ IN BASE AL TRONCO DI C). LASCIAMO IL TEMPO AL C DI DIFFONDESI.

(VEDIAMO ORA:)

TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA



γ (CCF) \rightarrow α (CC) VIENE SPULSO DEL C: SI FORMA INIZIALMENTE COSÌ UN CRISTALLO DI FERRITE α . A TORNO AL QUALE AVREMO PARTICOLARE CONCENTRAZIONE DI C \rightarrow CEMENTITE: Fe_3C .

LA DIMENSIONE/DISTANZA TRA LE LAMELLE È FUNZIONE DELLA PREPARAZIONE METALLURGICA

(CIOÈ IL PUNTO DI VISTA) MA È SOPRATTUTTO FUNZIONE DELLE VELOCITÀ CON CUI IL CALORE

VIENE ASPORTATO NELLA T. EUTETTOIDICA. SE LA TRASFORMAZIONE È MOLTO LENTA SI DÀ

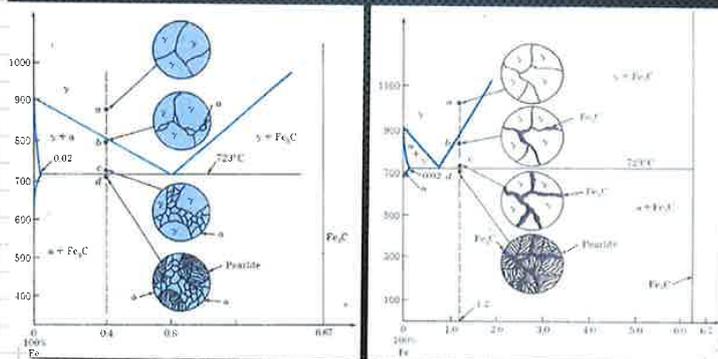
POSSIBILITÀ AL C CHE DEVE DIFFONDERE, DA ZONE AUSTENITICHE VERSO ZONE CHE

DIVENTERANNO POI CEMENTITE, DI PRECORRENDE DISTANZE MAGGIORI \rightarrow PERLITE GROSSOLANA. ($\approx 600 \text{ MPa}$)

SE LA TRASFORMAZIONE AVVIENE VELOCEMENTE \rightarrow PERLITE FINE. ($\approx 900 \text{ MPa}$)

Acciaio ipo-Eutettoideo

Acciaio iper-Eutettoideo

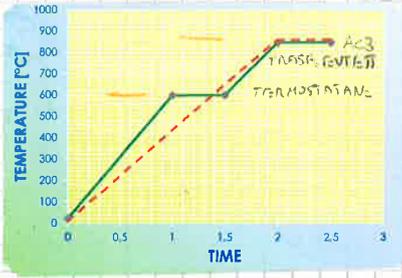


(BAINITE (100%) 1000 MPa)

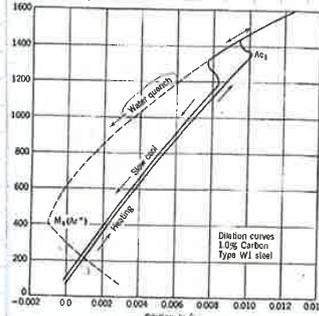
(MARTENSITE (99%) 2400-2600 MPa)

NB: LA PERLITE NON È UNA FASE MA È UNA MISCELA MECCANICA

PRE-RISCALDAMENTO



T [°F] f (VEDI VIDEOLEZIONE 20: INIZIO)



LE LINEE DI RISCALDAMENTO E RAFFREDDAMENTO IN REALTÀ COINCIDONO (DOVE ORA SONO //)

(PER WATER QUENCH VEDI PRIMA LA MARTENSITE. PER CHIARIMENTI: VELOCITÀ 14: 42:30")

MARTENSITE: AUMENTO DI VOLUME (0.4% SE %C = 0.8 + 1% IN COMPENSAZIONE.)

DURANTE IL RISCALDAMENTO LA SUPERFICIE SI TRASFORMA PRIMA DEL CUORE. IL CUORE RAGGIUNGE LA A_{C3} PIÙ TARDI. QUESTO PORTA AD INVERSI STATI TENSIONALI E TRASFORMAZIONI DIFFERENZIATE NEL TEMPO; E CIÒ PUÒ PORTARE A CRICCHE DI RISCALDAMENTO SE RISCALDIAMO TROPPO VELOCEMENTE. PER EVITARE QUESTI 2 PROBLEMI IL RISCALDAMENTO VIENE EFFETTUATO NON IN MODO CONTINUO MA SEGUENDO UN ANDAMENTO A RAMPA.

FINO A 600-650 °C RISCALD. IN MODO CONTINUO; LA T VIENE STABILIZZATA (FORNO DI PRE-RISCALDO) A UNA $T < A_{C1}$. IN QUESTA FASE SUPERFICIE E CUORE RAGGIUNGONO LA STESSA TEMPERATURA; ABBIAMO POI UN ALTRO STEP DI RISCALDAMENTO DURANTE IL QUALE ABBIAMO TRASFORMAZIONE EUTETOIDICA. I DUE STEP DI RISCALDAMENTO NON TROPPO PENDENTI (PER EVITARE IL PROBLEMA 2)

$A_{C3} = A_{C3} + 50$ TEMPERATURA DI AUSTENIZZAZIONE. QUALI SONO I TEMPI? (T. DI OMogeneità.)
 REGOLA EMPIRICA: DEVO TENERE I PEZZI IN FORNO PER TEMPI DI 20' PER INCH / 1' PER mm (PER DIMENSIONI SIGNIFICATIVE)

VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO - MICROCONSTITUENTI

AUMENTO DELLA VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO

PERLITE GLOBULARE: GLOBULI SFERICI DI Fe_3C IN FERRITE α (RAFFR. MOLTO LENTO)
 ↳ (RISTORAZIONE COMPLETA)

PERLITE GROSSOLANA: STRATI DI α E Fe_3C
 ↳ (NORMAUFFAZIONE)

PERLITE FINE: STRATI DI α E Fe_3C

BAINITE: NON È UNA FASE. È UNA STRUTTURA METALLOGRAFICA. SI FORMA NELL'INTERVALLO 200-500 °C
 ↳ (AUSTEMPERING)

MARTENSITE: È UNA FASE. RAFFR. MOLTO VELOCE: PRENDIAMO IL PEZZO E LO IMMERGIAMO IN ACQUA. (POCHI SECONDI)

↳ (MARTEMPERING)

↳ (HARDENING) = (TEMPRA M. + RINVENIMENTO) = (BONIFICA)

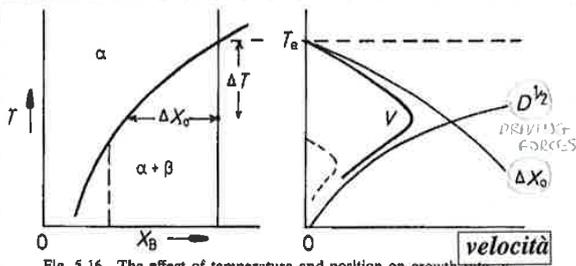


Fig. 5.16 The effect of temperature and position on growth rate, v .

EFFETTO NELLA TEMPERATURA: (IL NASO)

A SX: LA CURVA ESPRIME LA SOLUBILITÀ DI B IN A

ΔX_0 ESPRIME LA SOVRASATURAZIONE DI B IN A

AL DIMINUIRE DI T ΔX CRESCE. (NB)

SOVRASATURAZIONE = FORZA SPINGENTE TAPE PER CUI

A SPINGE VIA B (SI IMPOVERISCE DI B). B DI

CONSEQUENZA SI CONCENTRA IN ALTRI POSITI ORIGINANDO LA FASE B. AFFINCHÉ CIÒ SUCCEDA

BISOGNA CHE B DIFFONDA, CIÒ SI MUOVA

A DX: CURVA DELLA SOVRASATURAZIONE ΔX_0 ; CURVA DELLA DIFFUSIONE DI B $D^{1/2}$

A BASSA T ABBIAMO DIFFUSIONE MODESTA E ALTA SOVRASATURAZIONE;

AD ALTA T ABBIAMO BASSA SOVRASATURAZIONE E ALTA POSSIBILITÀ DI DIFFUSIONE DI B;

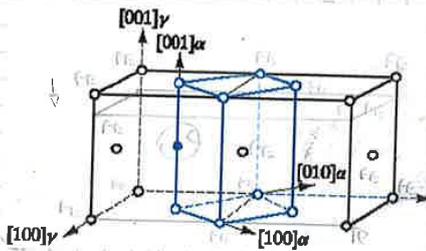
QUINDI C'È UNA CERTA VELOCITÀ DI NUCLEAZIONE DELLA NUOVA FASE. CURVA V

COME SI PUÒ NOTARE DAL GRAFICO, SOLO AUTE T INTERMEDIE (TAPE PER CUI HÒ GRADO DI SOVRASATURAZIONE ELEVATO E GRADO DI DIFFUSIONE ANCHE RAGIONEVOL) AVREMO CHE

LA VELOCITÀ DI NUCLEAZIONE DELLA NUOVA FASE È MASSIMA

→ AVERE VELOCITÀ DI NUCLEAZIONE MASSIMA SIGNIFICA RIDURRE IL TEMPO DI INCUBAZIONE

C IN POSIZIONE INTERSTIZIALE!



RAPPRESUMENDO, L'AUSTENITE γ CON STRUTTURA FCC DOVREBBE TRASFORMARSI IN FERRITE α CON STRUTTURA CCC.
DAL MOMENTO CHE IL RAPPRENDAMENTO AVVIENE MOLTO VELOCEMENTE, GLI ATOMI DI C NON HANNO TEMPO PER DIFFONDERSI:
REMANGONO IN POSIZIONE INTERSTIZIALE, IMPEDISCONO PER CUI

IL PASSAGGIO ALLA STRUTTURA CCC PORTANDO AD AVERE UNA STRUTTURA TCC, OVVERO TETRAGONALE A CORPO CENTRATO (VERSIONE 19 25:50")

NON E' UNA CONDIZIONE DI EQUILIBRIO (CCC E' CONDIZIONE DI EQUILIBRIO) PER CUI AVREMO ALL'INTERNO DEL MATERIALE STATI TENSIONALI \Rightarrow MAGGIORI CARATTERISTICHE MECCANICHE.

(IL C DISTORCE IL RETICOLO: LE DISLOCAZIONI SI MUOVONO CON MAGGIORE DIFFICOLTÀ \Rightarrow SONO NECESSARI CARICHI PIÙ ELEVATI PER AVERE MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI \Rightarrow INCREMENTO NEL CARICO DI SUEVAMENTO E CONSEGUENTE AUMENTO NEL CARICO A ROTTURA)

hp: SE ABBIAMO 1 ATOMO DI C OGNI CELLA FCC

$$Fe = 8 \cdot \frac{1}{8} + \frac{6}{2} = 9 \Rightarrow Fe_{4C}$$

$$P_{4C} = 12; P_{4Fe} \approx 58$$

$$\% C (Fe_{4C}) = \frac{12}{58 \cdot 4 + 12} \approx 5\% \quad (12 : (4 \cdot 58 + 12) = x : 100)$$

NON ABBIAMO PERO' IL 5% DI C. IPOTIZZANDO DI AVERE 1% DI C CIÒ SIGNIFICHEREBBE AVERE 1 ATOMO DI C OGNI 5 CELLE; SE ABBIAMO 0.5% DI C \Rightarrow 1 ATOMO DI C OGNI 10 CELLE; 0.25% C \Rightarrow 1 ATOMO DI C OGNI 20 CELLE.

DAL MOMENTO CHE NON ABBIAMO UN ATOMO DI C IN POSIZIONE INTERSTIZIALE OGNI CELLA, MA OGNI TOT CELLE, ALLORA SARÀ POSSIBILE AGLI ATOMI DI UN PIANO SUPERIORE DI AMMASSARSI LIEVEMENTE PER OTTENERE UN RETICOLO TETRAGONALE CON UNA $b \neq a_0$ (PARAMETRO DI CELLA NELL'AUSTENITE) ($b < a_0$)

LA TRASFORMAZIONE DA AUSTENITE A MARTENSITE PORTA A UN INCREMENTO DI VOLUME CHE E' DI $\approx 4\%$. SE IL TENORE DI CARBONIO E' NELL'ORDINE DELLA COMPOSIZIONE EUTETOIDICA (C% = 0.8%) (+0-)

POCO C \Rightarrow MINOR DISTORSIONE DEL RETICOLO (ADUNTA ALLA TRASFORMAZIONE) \Rightarrow MENO STATI TENSIONALI \Rightarrow MINOR CARATTERISTICHE MECCANICHE.

C'E' UN ALTRA:

SE ABBIAMO TENORE DI C MOLTO BASSO, IPOTIZZIAMO 0.1% DI C, IN CASO DI RAPIDO RAPPRENDAMENTO $Ac_3 (Ac_3 = Ac_1 + 60) \rightarrow$ TAMB, NON SI FORMA MARTENSITE.

QUESTO PERCHÉ NON ABBIAMO PIÙ LA STRUTTURA TETRAGONALE MA LA STRUTTURA CCC: QUASI SOSTANZIALMENTE UNA FERRITE, SE NON CHE QUESTA FERRITE AVrà UN TENORE DI C PIÙ ALTO RISPETTO A QUANTO PREVISTO DAL DIAGRAMMA DI STATO (0.1% INVECE DI 0.02%) PERCHÉ IL C, NEL RAPIDO RAPPRENDAMENTO, NON SI MUOVE. OTTIENIAMO UN LEGGERO STATO TENSIONALE, MA DI FATTO SI CHIAMERÀ PIÙ MARTENSITE.

TRATTAMENTI TERMICI:

→ INNANZITUTTO ABBIAMO: UN RISCALDAMENTO FINO AL CAMPO AUSTENITICO E OMOCENEIZZAZIONE (DI TEMPERATURA E COMPOSIZIONE) (→ $A_{C3} = A_{C3}' + 50$)

VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO

- RICOTTURA COMPLETA: RAFFREDDAMENTO IN FORNO ($\sim 1^\circ\text{C}/\text{min}$)
(FORNO) [$\pm 10^5\text{s}$]
 COMP. IPO-EUTEITOIDICA → FERRITE + PERLITE
 COMP. EUTEITOIDICA → PERLITE (GROSSOLANA)
 COMP. IPER-EUTEITOIDICA → CEMENTITE + PERLITE

- NORMALIZZAZIONE: RAFFREDDAMENTO IN ARIA ($\sim 5\div 30^\circ\text{C}/\text{min}$) (CALDA)
(ARIA) [10^4s]
 BISOGNA ANCHE VALUTARE LE DIMENSIONI DEI PEZZI
 COMP. IPO-EUTEITOIDICA → FERRITE + PERLITE
 COMP. EUTEITOIDICA → PERLITE (FINE)
 COMP. IPER-EUTEITOIDICA → CEMENTITE + PERLITE

- AUSTEMPERING: RAFFREDDAMENTO RAPIDO A UNA $T > M_s$; MANTENIMENTO ISOTERMO FINO A OTTENERE BAINITE (NON E' UNA FASE)

- MARTEMPERING: RAFFREDDAMENTO RAPIDO A UNA $T > M_s$ E OMOCENEIZZAZIONE;
 + SUCCESSIVO RAFFREDDAMENTO PER OTTENERE MARTENSITE

- HARDENING: RAFFREDDAMENTO RAPIDO PER OTTENERE MARTENSITE
(BONIFICA) + RINVIGIMENTO

(SOLO L'AUSTENITE SI TRASFORMA!)

DIAGRAMMA CCT - ACCIAIO 1030

CAMPI DI TRASFORMAZIONE: AUSTENITE M. IN:

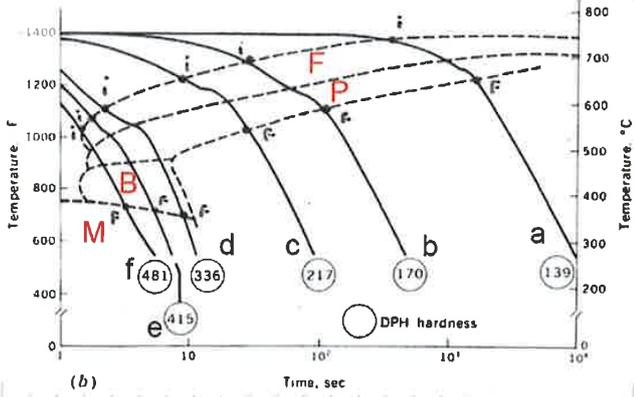
F = FERRITE

P = PERLITE

B = BAINITE

M = MARTENSITE

○ = DUREZZA BRINELL



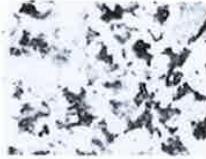
(VEDI FINE VIDEOLEZIONE 15 1:09:00)

SOPRATTUTTO PER CAPIRE LA T. MARTENSITICA
DA BORDO A BORDO

(VEDI ANCHE FILE "MICROSTRUTTURE")
(IN 2° VIDEOLEZIONE 16)

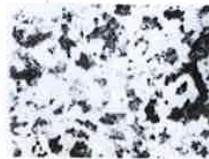
$$\frac{\Delta T}{\Delta t} \left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}} \right]$$

F+P



a) DPH 139

F+P



b) DPH 170

F+P

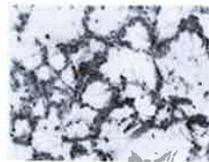


c) DPH 217



d) DPH 336

F+P+B+M



e) DPH 415

F+P+B+M



f) DPH 481

P+B+M

ALTRO TIPO DI DESIGNAZIONE: (NORMATIVA STATUNITENSE)

ACCIAIO XXXX

$\frac{XX}{100} = \dots\% C$ (TENDRE DI C)

- 10 => NON ABBIAMO ELEM. LEGANTI
- 13 => ELEM. LEG. = Mn TENDRE: 1.75%
- 40 => 0.20 ÷ 0.25% Mo // 0.25% Mo + 0.042% S
- ...

→ QUINDI LE PRIME DUE CIFRE MI IDENTIFICANO ALCUNE CLASSI DI ACCIAI CON DEN. DEFINITI TENDRI DI ELEMENTI LEGANTI.

SE VEDIAMO 4 CIFRE → POTREBBE ESSERE UN ACCIAIO DESIGNATO SECONDO QUESTA NORMATIVA POTREBBE PERCHÉ CI SONO ALTRE LEGHE METALLICHE CHE SI DESIGNANO CON 4 CIFRE: ES: ALLUMINIO

VEDIAMO ALCUNI SIGNIFICATI:

- 1040 : %C = 0.4% (CON AL PIÙ) 1% Mn (NON LEGATO)
- 5140 : %C = 0.4% ; 1% Mn ; 0.9% Cr
- 4140 : %C = 0.4% ; 1% Mn ; 1% Cr ; 0.2% Mo
- 4340 : %C = 0.4% ; 1% Mn ; 0.8% Cr ; 0.3% Mo ; 1.85% Ni

CON RIFERIMENTO ALLE CURVE ITT

NB: CON L'AUMENTO DI ELEMENTI LEGANTI, IL "NASO" P+B SI SPOSTA A DESTRA

⇒ AUMENTO DELLA TEMPERATURA OUVERO DELLA POSSIBILITÀ DI OTTENERE MARTENSITE ANCHE CON RAFFREDDAMENTI NON TROPPO RAPIDI. L'ACCIAIO SOLO C NON PERMETTE DI OTTENERE MARTENSITE (ECCEZIO NEL CASO DI V. DI RAFFR. ESTREMAMENTE RAPIDE → SOLO PICCOLI COMPONENTI)

TENDE A RIMPRESI, O COMUNQUE A DIVENTARE PIÙ SOTTILE, LASCIANDO IL POSTO A NUOVA ACQUA CHE NOVAMENTE ASPAZIERA MOLTO CALORE VAPORIZZANDO.

ECCO PERCHÉ PER ALTI VALORI DI AGITAZIONE DEL MEZZO TEMPERANTE AUMENTA IL FATTORE DI PLASTICITÀ DI TEMPERA

SALAMOLA: SI FORMANO DELLE SCAGLIE (CRUSTA DI SARE) SUL COMPONENTE CHE SI STACCA:

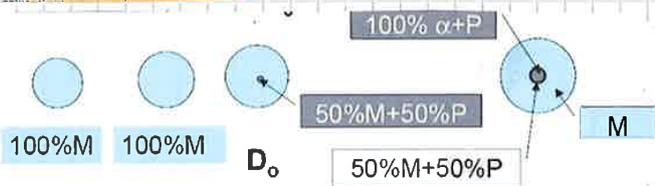
QUESTE SCAGLIE COMONO IL FLUIDO FLUIDO-GASSOSO DI VAPORE CHE SI FORMA PIÙ FACILMENTE DANDO LA POSSIBILITÀ A NUOVA ACQUA LIQUIDA DI SUBENTRARE ED EVAPORARE NUOVAMENTE

DOPPO TEMPERA I COMPONENTI VENGONO LAVATI.

PROVA DI TEMPERABILITÀ DI GROSSMAN

SI PRENDONO BARRE CON DIVERSI DIAMETRI TEMPERATE IN DIVERSI BAGNI DI TEMPERA (ACQUA, OLIO) (PRIMA VENGONO PORTATE ALLA T DI COMPLETA AUSTENITAZIONE)

SUCCESSIVAMENTE SI FANNO DELLE SEZIONI TRASVERSALI DI QUESTE BARRE, SI MISURANO METALLOGRAFICAMENTE IL MATERIALE, SI OSSERVA UN ATTACCO METALLOGRAFICO E SI VALUTA LA MICROSTRUTTURA

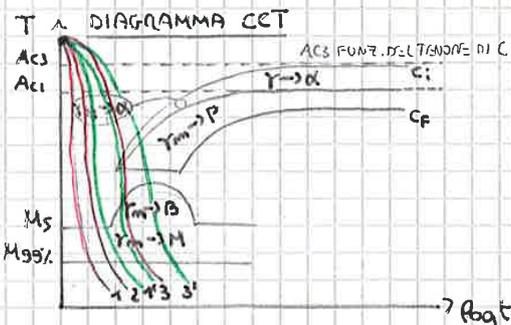


DIAMETRI PIÙ PICCOLI: TUTTA LA MICROSTRUTTURA, MAI SOP. AL CUORE, È MARTENSITICA.

VIA VIA CHE CRESCE IL DIAMETRO OSSERVIAMO CHE LA SUPERFICIE È MARTENSITICA MENTRE AVENDO UN CERTO DIAMETRO INTERNO IN CUI ABBIAMO UNA MISCELA DI MANTENSITE E PERLITE.

RIUSCIAMO COSÌ A IDENTIFICARE: QUAL'È IL DIAMETRO DELLA BARRA CHE PERMETTE DI OTTENERE AL CENTRO IL 50% DI MARTENSITE E IL 50% DI PERLITE. QUESTO DIAMETRO SARÀ FUNZIONE DELLA TEMPERABILITÀ DEL MATERIALE.

ANCHE B PERCHÉ LE DUE INTERSECA (E LA CURVA DI FINE TRASF. (PERLITE STABILE) (69-65" ^{VIT-DL. 17})



- 1 CURVA DELLA SUPERFICIE: TUTTA MARTENSITIZ (99% M)
 - 2 50% SPESORE (50% R): TUTTA MARTENSITIZ (99% M)
 - 3 AL CUORE: MARTENSITE + FRAZIONE DI ALTRE FASI (P, B)
- IL CENTRO DEL PEZZO, PROPRIO PERCHÉ HA UN RAFFR. RITARDATO, POTRÀ AVERE UN'ALTRA MICROSTRUTTURA.

IN QUESTO CASO

QUINDI: D >> CURVE SPOSTATE A DX

M99% SIGNIFICA CHE TUTTA L'AUSTENITE SI È TRASFORMATA IN MARTENSITE

PER D₁ (= 10x D₀): SERVE PIÙ TEMPO PERCHÉ SI RAFFREDDI.

1° LA SUPERFICIE SARÀ ANCORA MARTENSITICA MA SOLO PER UN PICCOLO SPESORE

2°, 3° NOTEVOLE QUANTITATIVO DI FASI INTERMEDIE (P, B)

PER ALTRI ACCIAI, CON UNRE CCT DIVERSE, SPOSTATE PER ES A DX, POTRÀ SUCCESSERRE CHE IL PEZZO

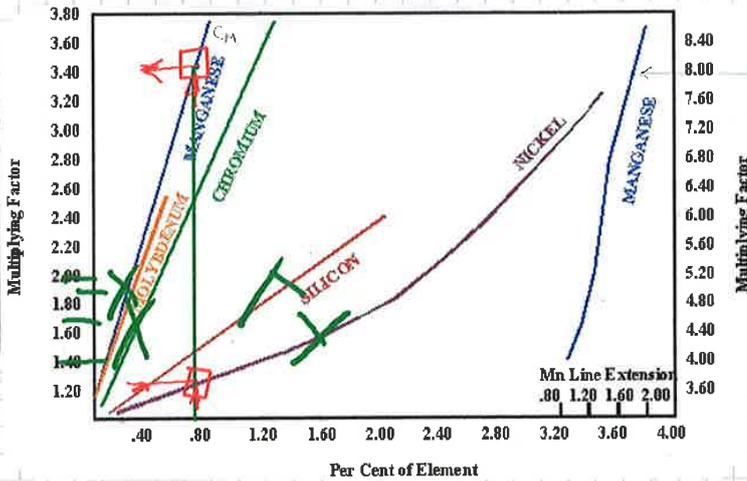
EFFETTI DELLA COMPOSIZIONE DELLA LEGA SULLA TEMPERABILITÀ:

- AUMENTANDO %C SI AUMENTA LA TEMPERABILITÀ
- GLI ELEMENTI LEGANTI IN GENERALE AUMENTANO LA TEMPERABILITÀ

ECCEZIONI: CI SONO ALCUNI ELEMENTI CHE NON AGISCONO IN QUESTA DIREZIONE.

- S = IMPUREZZA CHE ARRIVA DALLA MODALITÀ DI PRODUZIONE DELL'ACCIAIO STESSO
DEVE ESSERE CONTROLLATO E TENUTO BASSO (NON ANNUNCIARLO PERCHÉ COSTEREBBE TROPPO)
- FORMA MnS => ASPORTA Mn COME ELEMENTO LEGANTE.
- CO = AUMENTA LA CREAZIONE DI PERLITE, DI CONSEGUENZA SFAVORISCE LA FORMAZIONE DI MARTENS.
- Ti = A T ALTE REAGISCE CON IL C PER FORMARE TIC, QUINDI FA DIMINUIRE IL TENORE
DI CARBONIO GIÀ NELL'AUSTENITE CHE È QUELLO CHE MI DA LA DISTORSIONE DI BAIN
E QUINDI LA FORMAZIONE DI MARTENSITE.

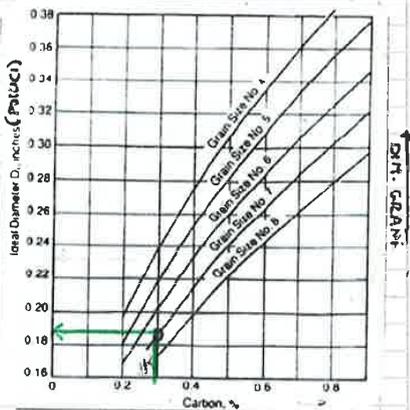
INFLUENZA DEGLI ELEMENTI LEGANTI



PROSEGUIMENTO DI CM

DALLA TABELLA, VALUTANDO LA % DI ELEMENTO LEGANTE, USIAMO I COEFFICIENTI MOLTIPLICATIVI PER DETERMINARE IL D_i CRITICO DI UN CERTO MATERIALE (DI UNA CERTA COMPOSIZIONE CHIMICA) COME DETERMINIAMO IL D_i CRITICO DAL PUNTO DI VISTA TEORICO?

UTILIZZANDO IL DIAGRAMMA %C - DIMENSIONI GRANI AUSTENITICI -> D_i CRITICO:



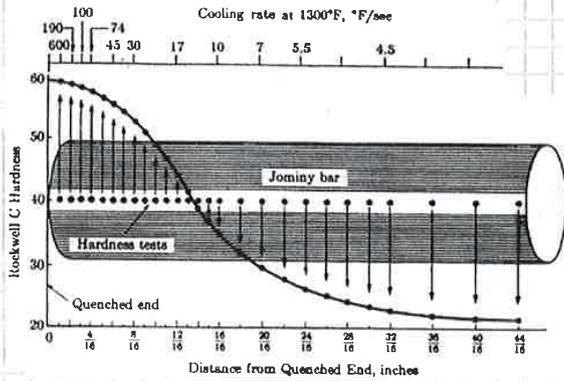
NO PICCOLO (ES 6) = GRANI GRANDI (NB!) [STM]
NO GRANDE (ES 8) = GRANI PICCOLI

QUINDI: PARTO DA UNA %C, INTERSECO LA CURVA DELLE DIM. GRANI => OTTIENGO UN D_i CRITICO.

POI LA PRESENZA DI ELEMENTI LEGANTI MI MODIFICHERÀ QUESTO VALORE UTILIZZANDO I COEFF. MOLTIPLICATIVI

$D_i = D_i' \cdot (\text{COEFF. MOLTI.})$

- SI PUO' QUINDI CORRELARE LA DUREZZA ALLA MICROSTRUTURA
- SI CONOSCE IL TASSO DI RAFFREDDAMENTO NECESSARIO PER AVERE LE SUOGRATE PROPRIETA' PER LE DIVERSE DISTANZE DALLA BASE TEMPRATA.
- => SI PUO' COSTRUIRE UN DIAGRAMMA CCT CON MICROSTRUTTURE QUANTITATIVE E LA DUREZZA.



(99%M)

ALLA BASE TEMPRATA: RAFFREDDAMENTO MOLTO RAPIDO => OTTIENIAMO IL MASSIMO DELLA DUREZZA
 BASE COMPLETAMENTE MARTENSITICA: LA DUREZZA DELLA MARTENSITE E' ESCLUSIVAMENTE FUN-
 ZIONE DEL TENORE DI C. (E NON DEGLI ELEMENTI LEGANTI).
 LA DUREZZA LUNGO IL PROVINO E' FUNZIONE DELLA TEMPRABILITA' DEL MATERIALE E QUINDI
 DEGLI ELEMENTI LEGANTI (OVIAMENTE ANCHE DEL TENORE DI C.)

(ROCKWELL)

INDIVIDIAMO DEI PUNTI SULLA SCALA DI DUREZZA (A, B, C, D)

A QUESTI PUNTI CORRISPONDONO DELLE CURVE DI RAFFREDDAM.

PER COSTRUIRE QUESTE CURVE: LE V. DI RAFFR. LE CONOSCIA

SONO FUNZIONE DELLA CONDUCIBILITA' T DEL MATERIALE ->

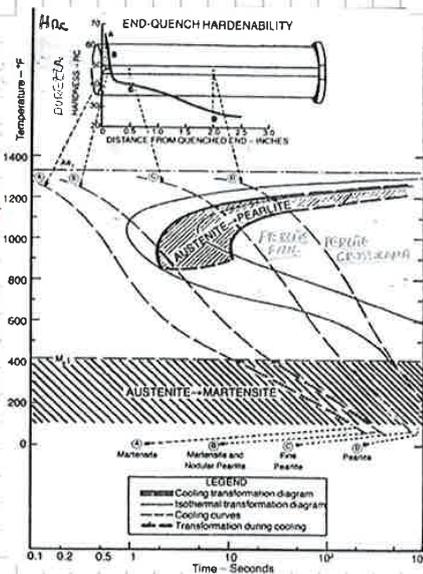
POSSIAMO SAPERE NELLE DIVERSE SEZIONI QUALI SONO LE V.

DI RAFFR. FACENDO DIVERSE SEZIONI E CORRELANDO

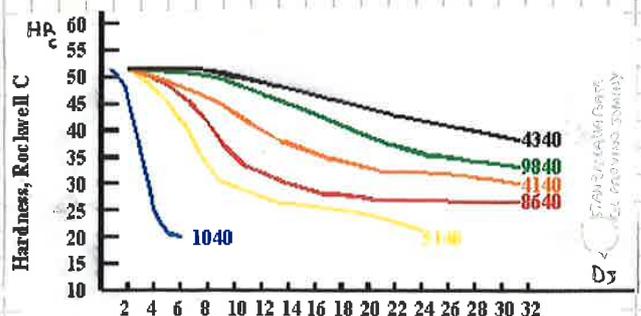
CON LA DUREZZA POSSIAMO CONOSCERE LE MICROSTRUTTURE

E QUINDI COME RAPPRESENTARE QUESTE CURVE CCT

=> IL PROVINO JOMINY PERMETTE DI AVERE UN AMPIO SPETTRO
 DI V. DI RAFFREDDAMENTO CON UN UNICO CAMPIONE.



PROVE JOMINY PER ALCUNI MATERIALI (STESSA Z.C)



PER DETERMINARE UNA CURVA JOMINY:

- 1) DETERMINIAMO DI CRITICO
- 2) DETERMINIAMO LA DUREZZA MASSIMA DELLA MARTENSITE (CONOSCENDO %C)
- 3) DOBBIAMO CAPIRE COME VARIA LA DUREZZA CON LA PROFONDITA': QUESTO E' POSSIBILE TRAMITE L'UTILIZZO DI UNA TABELLA

ESEMPPIO SIGNIFICATIVO:

(VIRGOLEZIONE 19)

→ ACCIAIO 4320 (= 18 Ni Cr Mo 7)

QUALI VALORI SCELGO?

C = 0.15-0.21

Si = 0.35

Mn = 0.40-0.70

S, P < 0.035

Cr = 0.40-0.70

Ni = 1.50-1.80

Mo = 0.20-0.30

DATA QUESTA SCELTA IL MATERIALE RIENTRA IN QUESTA DEDUZIONE NELLE SEI TAVOLE DI C. SE IN UNO CERTO RANGE, IL M.M. IN UN CERTO RANGE, ...

VALORI MINIMI → MINIMA DUREZZA E MINIMA TEMPRABILITA'

VALORI MASSIMI → MASSIMA DUREZZA E MASSIMA TEMPRABILITA'

IL MATERIALE DEVE RIENTRARE IN QUESTO INTERVALLO:

⇒ QUINDI LI CONSIDERO ENTRAMBI.

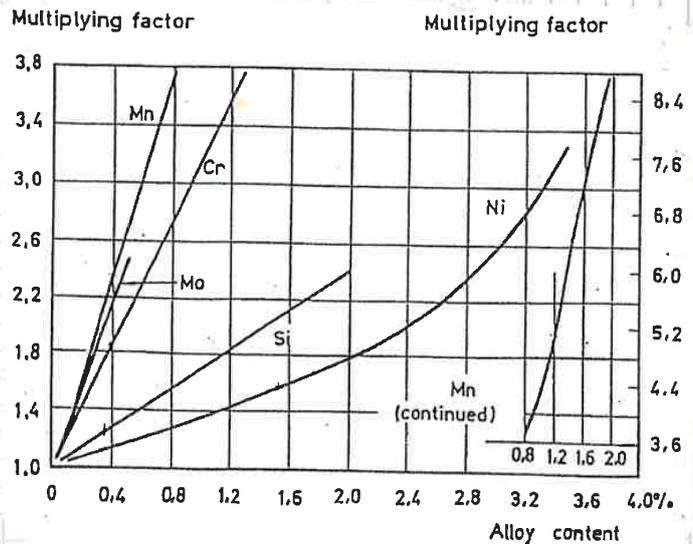
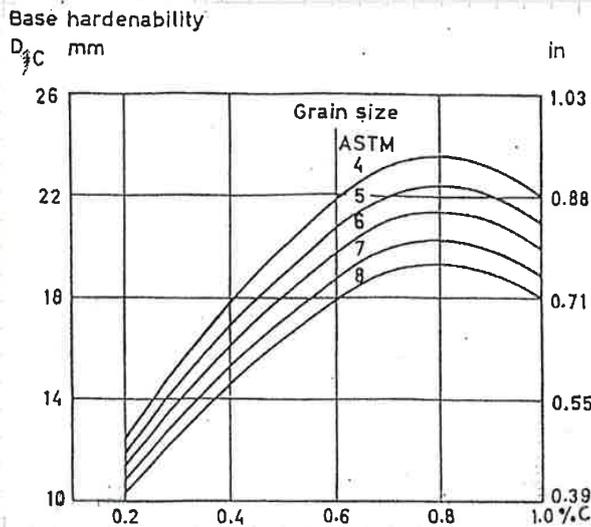
ALTRI DATI:

d₁ = 25 mm (1 im.)

MARZO TEMPRANTE OLIO

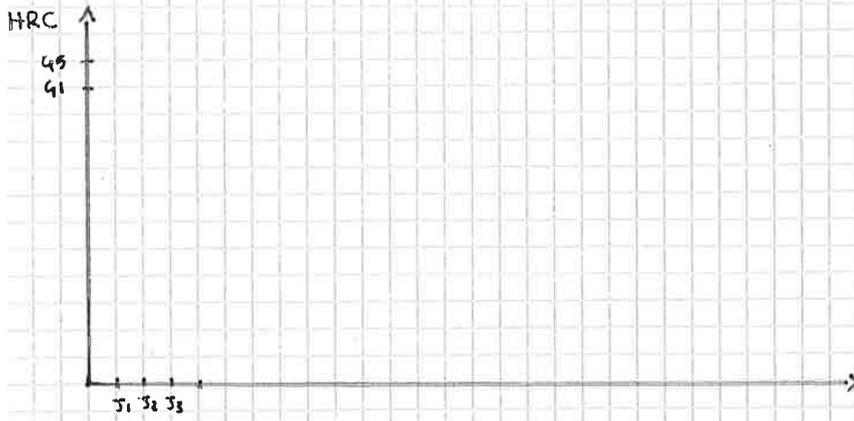
d₂ = 60 mm (2.4 im.)

H = 0.35



mm) $D_i^i = 0.39$; $K_{Si} = 1.25$; $K_{Mn} = 2.35$; $K_{Cr} = 1.85$; $K_{Ni} = 1.6$; $K_{Mo} = 1.6$ ⇒ $D_i = 5.4$

mm) $D_i^i = 0.39$; $K_{Si} = 1.25$; $K_{Mn} = 3.3$; $K_{Cr} = 2.6$; $K_{Ni} = 1.7$; $K_{Mo} = 1.95$ ⇒ $D_i = 13.86$ (???)

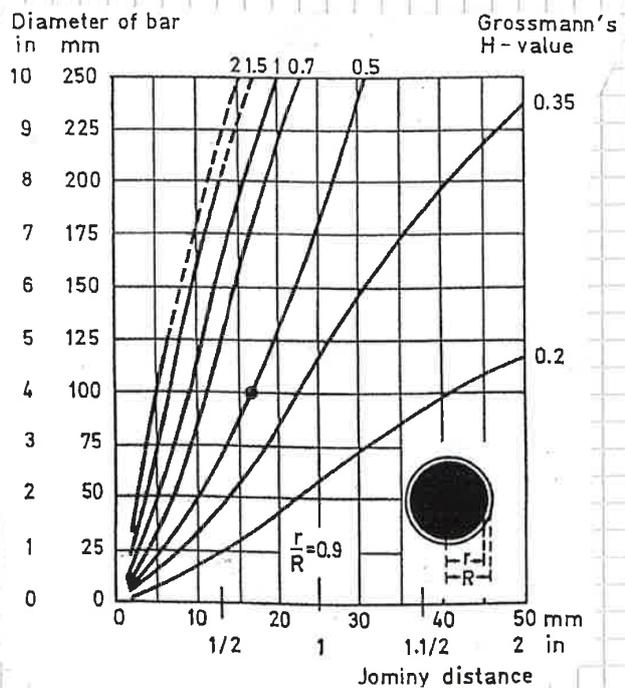
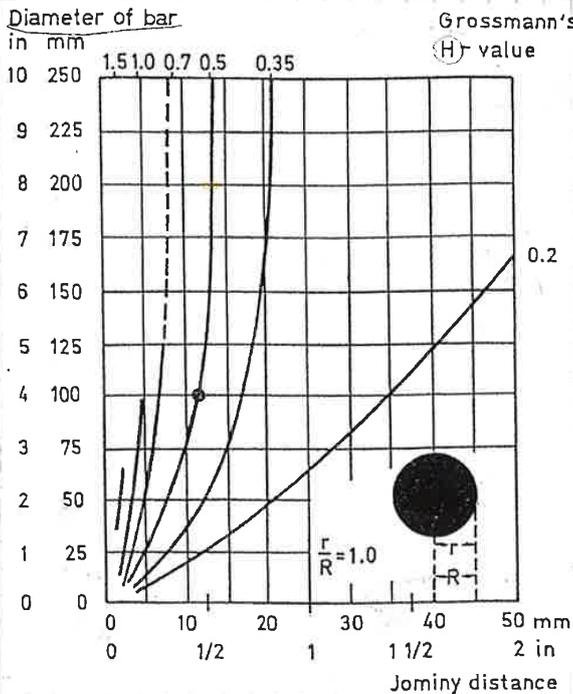


UTILIZZIAMO I DIAGRAMMI DI LAMONT

CHE NE SONO TANTI A VARI RAPPORTI DI $\frac{R}{r} = 1; 0.9, 0.7, 0.5$: QUESTI SONO I PUNTI IN CUI POSSIAMO OTTENERE LA DUREZZA.

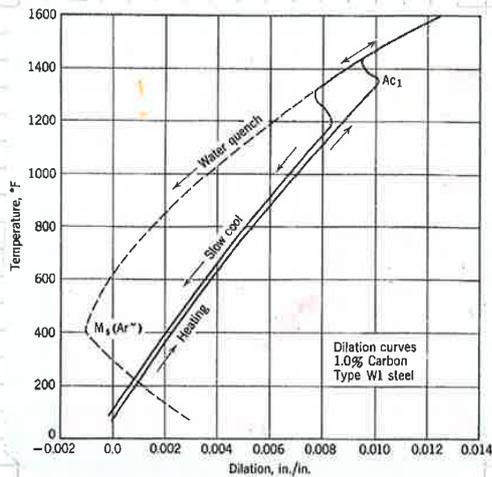
CONOSCENDO IL DIAMETRO DELLA BARRA (D_1, D_2) E L'INDICE DI GROSSMAN NEL METRO T. H OTTIENIAMO LA DISTANZA JOMINY ALLA QUALE CORRISPONDE UN VALORE DI DUREZZA.

(ASSOCIATO ALLA PROFONDITÀ R/r)



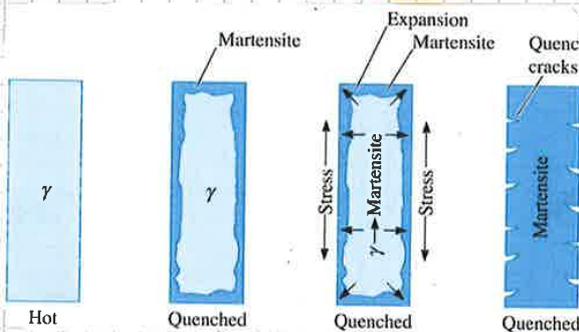
CRICCHE DI TEMPRA

(VIDEOLEZIONE 20)



VARIATIONI DIMENSIONALI CHE IL MATERIALE SUBISCE VIENE INCREMENTATA LA TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA AUSTENITE. LA CURVA SLOW COOL SI RIFERISCE A UN RAFFREDDAMENTO LENTO IN CUI SI HA NUOVAMENTE LA TRASF. EUTETTOIDICA. (RICOTTURA COMPLETA O NORMALIZZAZIONE). LA CURVA WATER QUENCH SI RIFERISCE A UN RAFFREDDAMENTO RAPIDO; NON AVVIENE LA TRASF. EUTETTOIDICA; L'AUSTENITE SI CONTRAE CON IL DIMINUIRE DELLA TEMPERATURA. MA RAGGIUNTA

LA TEMPERATURA M_s (MARTENSITE START = FUNZIONE DEL TENORE DI CARBONIO). L'AUSTENITE SI TRASFORMA IN MARTENSITE E IL COMPONENTE SUBISCE UN'ESPANSIONE CHE PUO' RAGGIUNGERE ANCHE IL 4% IN ACCIAI DI COMPOSIZIONE EUTETTOIDICA.



A M_s LA SUPERFICIE INIZIA A TRASFORMARSI DA AUSTENITE A MARTENSITE. SUCCESSIVAMENTE ANCHE L'AUSTENITE INTERNA INCOMINCIA A TRASFORMARSI SPINGENDO SULL'ESTERNO POICHE' INCREMENTA IL SUO VOLUME. DI CONSEGUENZA SI POTRANNO FORMARE DELLE

FESSURAZIONI. LA TRASFORMAZIONE MARTENSITICA PROCEDE DAGLI STATI PIU' ESTERNI A QUELLO PIU' INTERNI SEGUENDO UN ANDAMENTO A GUSCIO. IL SECONDO GUSCIO CHE SI FORMA CREA DEGLI STATI TENSIONALI DI TRAZIONE SUL PRIMO (FREDDO E INDEFORMABILE) ALL'INTERNO ABBIAMO ANCORA AUSTENITE METASTABILE. SI FORMERA' UN TERZO GUSCIO DI MARTENSITE CHE, ESPANDENDOSI, SPINGERA' SUI DUE GUSCI ESTERNI: ULTERIORI STATI TENSIONALI. QUESTO PROCESSO CONTINUA FINCHE' TUTTA L'AUSTENITE NON SI E' TRASFORMATA. GLI STATI TENSIONALI POSSONO PORTARE ALL'APERTURA DI FESSURAZIONI: FENOMENO DELLE

CRICCHE DI TEMPRA: FUNZIONE DEGLI STATI TENSIONALI CHE SI MANIFESTANO DOPO

TEMPRA TOTALE. SE IL NUMERO DI GUSCI E' ELEVATO LA SOMMA DEGLI STATI TENSIONALI

DI TRAZIONE SARA' PIU' ELEVATA. IL NUMERO DI GUSCI E' TANTO PIU' ELEVATO QUANTO

PIU' GRANDI SONO LE DIMENSIONI DEL COMPONENTE. QUINDI:

PEZZI PICCOLI: DIFFICILMENTE POSSONO PRODURRE CRICCHE DI TEMPRA

PEZZI GRANDI: PIU' FACILMENTE.

REGOLA CHE QUINDI: SE ABBIAMO UN ACCIAIO CON BASSA TEMPERABILITA' E QUINDI CON BASSO

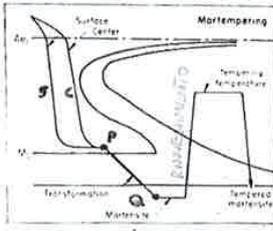
MS AL CENTRO SI PUO' NON AVERE MARTENSITE MA AVERE PERLITE.

FINO A UNA CERTA DIMENSIONE DEL DIM. ANCHE PIU' GRANDI ABBIAMO LA TRASF. EUTETTOIDICA $\gamma \rightarrow F+P$. NON NE SEGUE UNA ESPANSIONE.

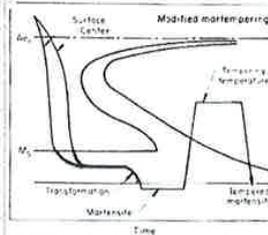
PER OVVIARE IL PROBLEMA DELLA "ZONA PERICOLOSA":

MODIFICHIAMO IL TRATTAMENTO DI RAFFREDDAMENTO (DIVERSE ALTERNATIVE)

1) TEMPERA ISOTERMA MARTENSITICA



IN P SUP. E CUORE
HANNO $\Delta T = 0$



TEMPERA ISOTERMA MARTENSITICA MODIFICATA

(CORNE CONTINUE)

- AUSTENIZZAZIONE DELL'ACCIAIO
- TEMPERA IN OLIO CALDO/SALI FUSI A UNA T LEGGERMENTE AL DI SOPRA/AL DI SOTTO DI M_S
- MANTENIMENTO ISOTERMO AFFINCHÉ LA T SI UNIFORMI NELL'ACCIAIO
- RAFFREDDAMENTO MODERATO PER PREVENIRE DRASTICI SALTI DI TEMPERATURA TRA LA SUPERFICIE E IL CUORE.

P → Q RAFFREDDAMENTO MOLTO LENTO ⇒ ΔT QUASI IMPERCEVIBILE ⇒ TUTTO IL CAMPIONE SI TRASFORMA PROGRESSIVAMENTE DA AUSTENITE A MARTENSITE (NON A GUSCI!)

QUANDO SI PUÒ UTILIZZIAMO ACQUA/OLIO, NEL CASO IN CUI IL COMPONENTE HA UNA CERTA TEMPERABILITÀ, UN CRISTO DI CRITICO, UNA CERTA FORMA COMPLESSA E C'È LA POSSIBILITÀ CHE SI FORMINO QUINDI NELLE CRUCIATE DI TEMPERA SI RICORRE ALLA TEMPERA MARTENSITICA CHE PREVIENE, AL POSTO DELL'OLIO QUALORA QUESTO A T_{M_S} POSSA BRUCIARSI, L'UTILIZZO DI SALI FUSI COME MEZZO TEMPRANTE:

CLORURO DI SODIO, MAGNESIO, CALCIO, POTASSIO; FLUORURI, SONO LIQUIDI CON ELEVATA CAPACITÀ DI SCAMBIO TERMICO E PIÙ STABILI. (SO, MG, CA, B) CP/EP

I PEZZI TEMPRATI IN SALI FUSI VANNO POI LAVATI MOLTO BENE (I SALI SONO CORROSIIVI). INOLTRE I SALI FUSI PREVEDONO UN COSTO DI GESTIONE SUPERIORE.

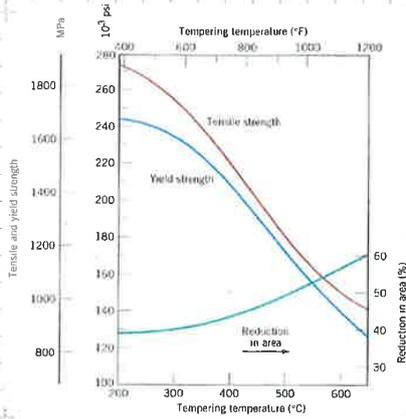
TEMPERA IN ACQUA HRC = 53 IMPACT = 12

X TEMPERA ISOTERMA MARTENSITICA HRC = 53 IMPACT = 28

OBTENIAMO STESSI VALORI DI DUREZZA MA VALORI DI RESILIENTA NELLA TEMPERA ISOTERMA MARTENSITICA SONO DOPPI RISPETTO A QUELLI OTTENUTI CON TEMPERA IN ACQUA.

QUINDI QUESTO TIPO DI TEMPERA GARANTISCE ANCHE DEI COMPONENTI LA CUI RESILIENTA È PIÙ ELEVATA.

RINVENIMENTO (TEMPERING)



$10^3 \text{ PSI} \cdot 0.7 = \text{MPa}$

ABBIAMO DIVERSE T DI RINVENIMENTO

TEMPO DI RINVENIMENTO \approx UN'ORA

CURVA BLU = RESISTENZA (GY)

QUINDI PER T_R PIÙ ALTE LA RESISTENZA DIMINUISCE

OBTENIAMO VALORI SIMILI AI VALORI OTTENIBILI CON PROCESSO DI NORMALIZZAZIONE. E ALLORA PERCHÉ FACCIAMO TUTTO CIÒ?

PERCHÉ GUADAGNAMO IN TENACITÀ E RESILIENZA. (1)

CURVA VERDE: CURVA DI RIDUZIONE DI AREA NELLA STRIZIONE

UN MATERIALE RINVENUTO A T_R PIÙ ALTE HA UNA DEFORMABILITÀ MAGGIORE, ANCHE SE RIMANE IN CARATTERISTICHE MECCANICHE.

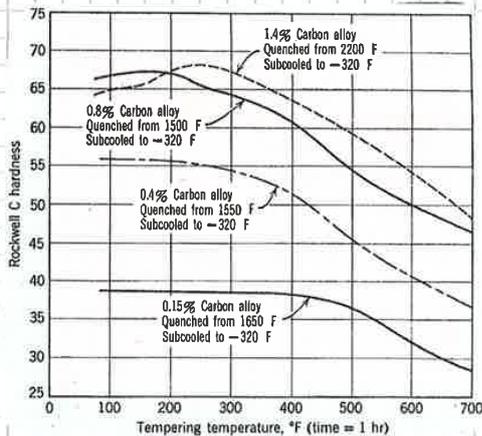
→ PER T_R PIÙ ALTE: AUMENTA: TENACITÀ
RESILIENZA
DEFORMABILITÀ

DIMINUISCE: RESISTENZA (GY)
SI ABBASSA ANCHE LA T DI
TRANSIZIONE DUTTILE-FRAGILE

INFLUENZA DEL TENORE DI CARBONIO SULLA VARIAZIONE DI DUREZZA NELLA PRIMA FASE DEL

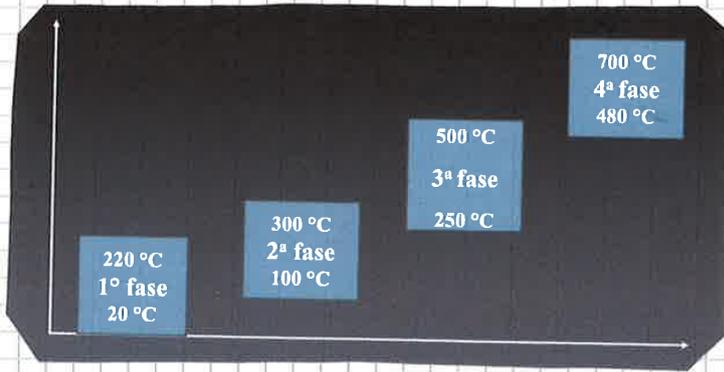
RINVENIMENTO IN ACCIAI NON LEGATI: ... VEDI INIZIO →

(V. RIFERIMENTO 21)



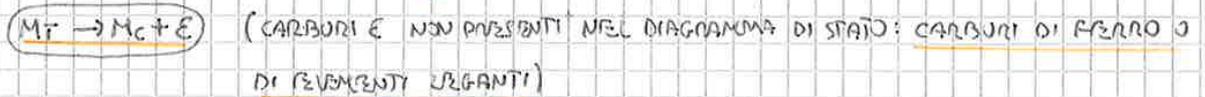
SDI DRAFFA ⇒ PER NON AVERE AUSTENITE RESIDUA

TRASFORMAZIONI MICROSTRUTTURALI NEL RINVENIMENTO



DURANTE IL RINVENIMENTO, IN FUNZIONE DELLE T A CUI IL RINVENIMENTO VIENE EFFETTUATO PER UN'ORA DI STABILIZZAMENTO, SUDDIVIDIAMO LE TRASFORMAZIONI CHE SI MANIFESTANO IN 4 FASI.

1ª FASE (20-220°C) = LA MARTENSITE TETRAGONALE PERDE C ORIGINANDO DEI CARBURI METASTABILI (CARBURI E) OTTENENDO MARTENSITE CUBICA.



M_C SAREBBE FERRITE; IL RETICOLO CCC NELLA FERRITE. NON LO CHIAMIAMO FERRITE PERCHÉ LA SOLUBILITÀ MASSIMA IN C IN α È 0.02% C / 0.036% (A TEMPERATURA). IN QUESTO CASO OTTIENIAMO UN RETICOLO CCC CON TENORE DI C DI ~0.2%. CON LO 0.2% C IL RETICOLO NON È COSÌ DISTORSO, TETRAGONALE; È PRACTICAMENTE CUBICO PER QUESTO 0.2% C NON PUÒ ESSERE FERRITE, PER CUI LA CHIAMIAMO ANCORA MARTENSITE, ED ESSENDO CUBICA: M_C

LA MARTENSITE M_T MOLTO DISTORTA DIMINUISCE IL SUO GRADO DI DISTORSIONE, QUINDI POTREMMO PENSARE A UNA CONSEGUENTE RIDUZIONE DI DUREZZA; PERÒ CONTEMPORANEAMENTE SI FORMANO DEI CARBURI; LA DUREZZA SI MANTIENE COSTANTE.

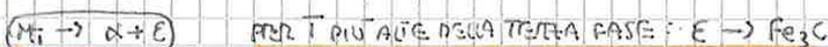
2ª FASE (100-300°C): IN BUONA PARTE DEGLI ACCIAI SOTTOPOSTI A TEMPERA (AUSTENIZZAZIONE E RAPIDO RAFFREDDAMENTO) ABBIAMO UN CERTO TENORE DI AUSTENITE RESIDUA INTASFORMATA (IN FUNZIONE DEGLI ELEMENTI LEGANTI E TENORE DI C). L'AUSTENITE RESIDUA NON CI PIACE AL PUNTO CHE, TALVOLTA SOTTO RAFFREDDIAMO PER FARLA SCOMPARIRE, MENTRE ALTRE VOLTE CERCHIAMO DI TRASFORMARLA DURANTE IL RINVENIMENTO; FORNIAMO ENERGIA (T?).

FINO A 220°C L'AUSTENITE RESIDUA SI TRASFORMA IN MARTENSITE. PER T PIÙ ALTE SI TRASFORMA IN QUALCOSA ALTRO. QUINDI, NELLA 2ª FASE L'AUSTENITE RESIDUA SCOMPARE O DIMINUISCE IN MANIERA IMPORTANTE.



3ª FASE (250-800°C): LA M_T (CON ~0.2% C) PERDE MOLTO C. SI FORMA FERRITE α .

IL C VA A ORIGINARE DEI CARBURI ANCORA METASTABILI: CARBURI E (DEL TIPO $Fe_{22}C$, CARBURI DI JACK) SONO DURI, FINI E HANNO OMogenea DISTRIBUZIONE. LA DUREZZA DIMINUISCE POCO.

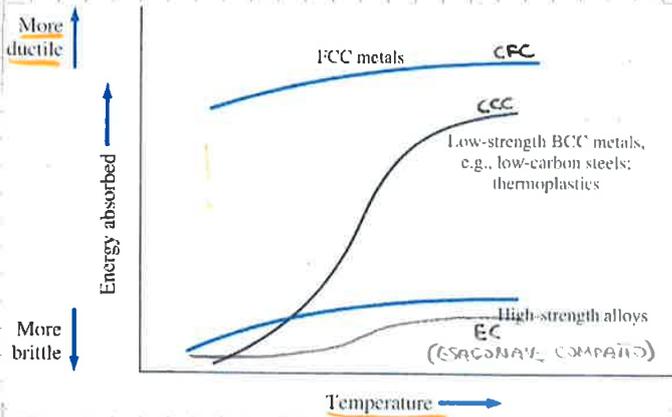


PROVA DI RESILIENZA

(VIGOLEZIONE 22)

PROVINO: 55 X 10 X 10 mm CON INTAGLIO A U O V PER ESALTARE IL COMPORTAMENTO FRAGILE DEL MATERIALE, PER AVERE UN'INTENSIFICAZIONE DELLE TENSIONI LOCALI. AL MOMENTO IN CUI LA MARRA RIFRENTE VA A COLLINE IL PERCO INQUOVENDO UNA FLESSIONE SUL COMPONENTE.

IL COMPORTAMENTO DEI MATERIALI E' PRIORITARIAMENTE FUNZIONE DEL TIPO DI RETICOLO CRISTALINO.



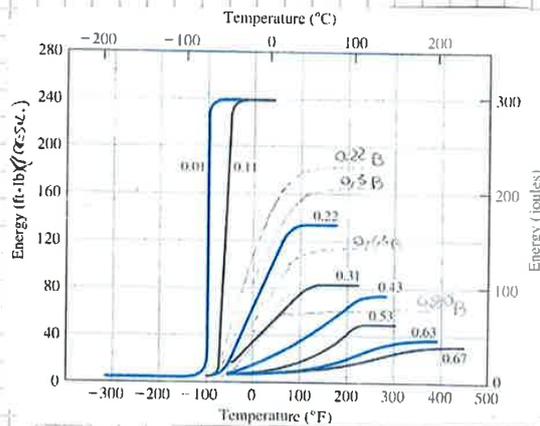
LA CURVA CFC QUI RAPPRESANTATA POSTRO VARI ANCHE PIU' IN BASSO: E' FUNZIONE DELLA COMPOSITIONE. STRESS DISCORSO PER LE ALTRE CURVE TRANNE CHE PER L'ESAGONALE COMPATTA CHE HA SEMPRE BASSI VALORI DI RESILIENZA.

RETICOLO CFC: IL COMPORTAMENTO E' MENO SENSIBILE ALLA T. DI PROVA.

RETICOLO CCC: MANIFESTANO UN PASSO DI COMPORTAMENTO

RETICOLO EC: BASSA RESILIENZA, LEGHE LEGGERE. (SPESSE: APPLICAZIONE A PARTI SOTTILI -> LO SFORTE E' QUASI MONDASSIAVE)

INFLUENZA DEL CARBONIO IN ACCIAI A RETICOLO CCC:



(B -> DOPO BONIFICA)

ACCIAI CON %C > 0.22%: DOBBIAMO BONIFICARE: PERCHE' INNALZIAMO LA RESILIENZA E ABBASSIAMO LA T. DI TRANSIZIONE DUTILE-FRAGILE. (QUINDI ANCHE LE T. DI

UTILIZZO: FAI ALCUNE CONSIDERAZIONI SULLE T. ALLE QUALI VENGONO UTILIZZATI I COMPONENTI: A T. BASSA IL COMPONENTE RESISTE? O SI ROMPERA' FRAGILMENTE?)

COSTO BONIFICA: 0.50-0.80 € PER Kg ~ COSTO DELL'ACCIAIO STESSO.

OPERAZIONE COSTOSA MA MOLTO VANTAGGIOSA. (SOPRATTUTTO PER ACCIAI AD ALTA TEMPERATURA D.C.)

ATMOSFERE CONTROLLATE

ATMOSFERE PASSIVE : NON INTERAGISCONO CON L'ACCIAIO AD ALTE TEMPERATURE

ES: AZOTO, ARGON, GAS MOBILI. L'AZOTO È MOLTO UTILIZZATO: 50 CENTI AL P (STATO LIQUIDO)

PREZZO NON ALTO. (SEMPRE ATMOSFERA PASSIVA)

OPPURE FORNI A VUOTO (BASSA PRESSIONE): COSTO MOLTO PIÙ ALTO: NECESSITIAMO DI UN FORNO A TENUTA. INOLTRE IL CALORE SI DIFFONDE SOLO PER IRRAGGIAMENTO E NON PER CONVEZIONE, POICHE' NON ABBIAMO UN MEZZO. I PEZZI DEVONO ESSERE TOTALMENTE ESPOSTI ALLA FONTE LUMINOSA → COSTO PER UNITA' DI KG PIÙ ALTO (POSSO METTERE IN FORNO POCHI PEZZI).

IL VUOTO SI UTILIZZA SOPRATTUTTO PER IL TRATTAMENTO DI ACCIAIO INOX.

DANNEGGIAMENTO INDOTTI DAL CONTATTO CON ARIA AD ALTA TEMPERATURA

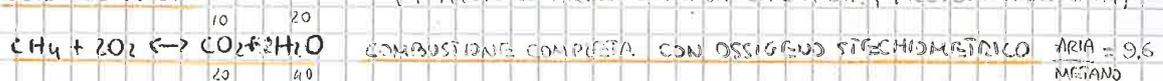
SI VOGLIANO EVITARE ESSENZIALMENTE DUE FENOMENI:

- L'OSSIDAZIONE SUPERFICIALE, CHE PUÒ PORTARE ALLA FORMAZIONE DI FeO , Fe_3O_4 , (Fe_2O_3)
- LA DECARBURAZIONE CHE FA DIMINUIRE LA PERCENTUALE DI CARBONIO DELLA SUPERFICIE SECONDO LA REAZIONE: $C + O_2 \rightleftharpoons CO_2$

ATMOSFERE ATTIVE : OBTENUTE DALLA COMBUSTIONE DI IDROCARBURI. IN PARTICOLARE

SCEGLIAMO IL METANO (POCO COSTOSO, SI TROVA FACILMENTE, POCO IMPURO)

DUE REAZIONI: (+ AZOTO E ARGON SIA A SX CHE A DX.; PRESENTI NELL'ARIA)



VOGLIAMO AVERE UNA MISCELA DI FUMI CHE CONTENGA CONTEMPORANEAMENTE:

ANIDRIDE CARBONICA (CO_2), UMIDITA' (H_2O), MONOSSIDO DI CARBONIO (CO) E IDROGENO (H_2).

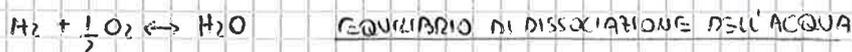
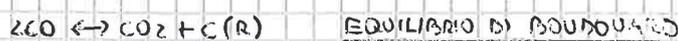
CON OPZIONATI BRUCIATORI ESTERNI AL FORNO BRUCIAMO IL METANO (CH_4) CON L'ARIA

PER OBTENERE CERTI RAPPORTI DI CO_2 , H_2O E CO , H_2 .

TUTTE QUESTE SOSTANZE, IN FUNZIONE DELLA P E DELLA T, INSTAURANO CERTI EQUILIBRI

TRA DI LORO:

TRE REAZIONI DI EQUILIBRIO:



LE ATMOSFERE ATTIVE INTERAGISCONO CON IL MATERIALE: PORTANO AD AVERE ALTERAZIONI

SUPERFICIALI: VARIAZIONI DI CARBONIO + OSSIDAZIONE NEL MATERIALE

TRATTAMENTI DI INDURIMENTO SUPERFICIALE

(VIDEOLEZIONE 23)

① TEMPRA SUPERFICIALE

- RISCALDAMENTO, AUSTENITIZZAZIONE DI UNO STRATO SUPERFICIALE (GUSCIO AUSTENITICO)
- TEMPRA → FORMAZIONE DI UNO STRATO MARTENSITICO SUPERFICIALE (TEMPRA IN ACQUA)
- EVENTUALE RINVENIMENTO A BASSA TEMPERATURA

SE VOGLIAMO CHE AUSTENITIZZI SOLO LA SUPERFICIE DEVO RISCALDARE MOLTO VELOCEMENTE. LA VELOCITA' DI RISCALDAMENTO DEVE ESSERE MOLTO PIU' ELEVATA DELLA VELOCITA' CON CUI IL CALORE SI TRASFERISCE PER CONDUZIONE TERMICA VERSO L'INTERNO. $T \approx 15, 20, 30''$

ALCUNI PARAMETRI:

- 1) FLUSSO TERMICO = 2 MW/cm^2 3
- 2) SPESORE STRATO AUSTENITIZZATO $\approx 1, 2, 3, 4 \text{ mm}$ 5
- 3) MEDIO TEMPERANTE: ACQUA ADDITIVATA DI POLIMERI 4
- 4) ACCIAI (TIPICI) (0.4-0.6% C) (NO 0.8% C PERCHE' ANCHE DOPO BONIFICA NON RAGGIUNGE UN BUON LIVELLO DI TENACITA') 2
- 5) IL CUORE DEL PEZZO NON VIENE MODIFICATO

CICLO DI PRODUZIONE RACCOMANDATO

- 1) TEMPRA MASSIVA E RINVENIMENTO → PER OTTENERE BAINITE: MAI CON MICROSTRUTTURA FINE E TENACE
- 2) LAVAGGI MECCANICHE → PER OTTENERE LA FORMA DESIDERATA E RAGGIUNGERE LE TOLLERANZE VOLUTE NEL COMPONENTE
- 3) TEMPRA SUPERFICIALE
- 4) (RETIFICA) → PER RIENTRARE NELLE TOLLERANZE DIMENSIONALI VOLUTE

→ COME POSSIAMO RISCALDARE MOLTO VELOCEMENTE?

- CANNELLO OSSIACTIFENICO
- TEMPRA A INDUZIONE
- CANNELLO OSSIACTIFENICO

L'OSSIACTIFENICO VIENE FATTA BRUCIARE CON OSSIGENO PURO (O_2). NON CON L'ARIA PERCHE' CONTIENE AZOTO (N) CHE FA DA DILUENTE E ABBASSA LA T DELLA FIAMMA. CON L' O_2 LA FIAMMA RAGGIUNGE $T \approx 3000^\circ C$. VOGLIAMO APPORTARE MOLTO VELOCEMENTE CALORE ALLA SUPERFICIE. ESEMPPIO: VOGLIAMO RISCALDARE UNA BARRA: CORONA DI CANNELLI CHE SI MUOVONO IN MODO RELATIVO RISPETTO ALL'ASSE DEL CAMPIONE, STANDO RELATIVAMENTE POCO NELLA STESSA POSIZIONE (PER EVITARE DI FONDARE, TAGLIARE, ROVINARE IL MATERIALE). LA SUP. RISCALDATA VIENE SUBITO RAFFREDDATA DA UNA CORONA DI GETTI D'ACQUA CHE SEGUE LA CORONA DI CANNELLI.

→ PROCESSO SEMPLICE E AUTOMATIZZATO.

② CEMENTAZIONE

• AUSTENITIZZAZIONE DI TUTTO IL COMPONENTE ($T = 900-950^{\circ}\text{C}$)

• CEMENTAZIONE (ARRICCHIMENTO IN C DELLA SUPERFICIE)

• TEMPRA

• RINVENIMENTO A BASSA TEMPERATURA (DISTENSIONE)

ALCUNI PARAMETRI:

- ACCIAIO DI PARTENZA: 0.1-0.2% C

- ACCIAIO FINALE: GUSCIO FINALE 0.8-1% C (NON MOLTO PIÙ ALTO DEL 0.8 PERCHÉ MAGGIOR È IL TENORE DI C MINORE È LA T_D DI MARTENSITTE FINISH M_F. SE SALIAMO TROPPO ABBIAMO TROPPO AUSTENITE RESIDUA)

CUORE TENERO

GENERALMENTE FERRITE E PERLITE (RICOTTO)

• MICROSTRUTTURA INIZIALE: NON IMPORTA (PERCHÉ ANDREMO A MODIFICARLA INTERAMENTE)

• MICROSTRUTTURA FINALE = GUSCIO MARTENSITICO (ELEVATA DUREZZA) + CUORE BAINITICO (TENERO)

A CUORE POTREMMO ANCORA AVERE AUSTENITE RESIDUA CHE CON LA DISTENSIONE LA FACCIAMO SPARIRE.

- CEMENTAZIONE IN GAS (IL TRATTAMENTO PIÙ COMUNE)

- CEMENTAZIONE A VUOTO

- CEMENTAZIONE AL PLASMA

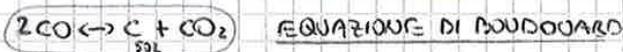
CEMENTAZIONE IN GAS

• PRESSIONE = 1 atm $900^{\circ}\text{C} \rightarrow \% \text{C} = 0.8\%$ $95\% \text{CO} + 5\% \text{CO}_2$

• BRUCIANDO DEL METANO (CH_4) IN FORNI SEPARATI PER OTTENERE LE SOSTANZE

CEMENTANTI: CO, CO₂, H₂, H₂O, N₂, ...

• LA PRINCIPALE REAZIONE DI CEMENTAZIONE:



C ENTRA IN SOLUZIONE SOLIDA CON L'AUSTENITE (BISOGNA EVITARE CHE SI FORMI NERO FUMO)

• MODALITÀ DI CONTROLLO: POTENZIALE DI CARBONIO E PUNTO DI RUGIADA

EQUAZIONI CHE CONTROLLANO IL PROCESSO DI ARRICCHIMENTO

(VIDEORELAZIONE 24)

ATMOSFERE GASSOSE → APPORTO DI C (NEL RAPPORTO CO, CO₂) ALLA T DI ARRICCHIMENTO DI C, TEMPERATURA DI CEMENTAZIONE.

IL C PRODOTTO NON DEVE ESSERE NERO FUMO MA DEVE ESSERE C ASSORBITO SULLA SUPERFICIE DEL COMPONENTE AUSTENITICO INCREMENTANDO LA PERCENTUALE. ALL'INIZIO PARTIAMO CON UN ACCIAIO CON 0,1-0,2% C; L'ATMOSFERA FA PASSARE LA % C ASSORBITA IN SUPERFICIE A 0,6; 0,8; 1% C. QUINDI AVREMO IN SUPERFICIE PER UNO SPESORE MOLTO SOTTILE (μm) UN TENORE DI C ELEVATO, SOTTO 0,1-0,2%. QUESTA DIFFERENZA DI % COSTITUISCE LA FORZA SPINGENTE TALE PER CUI IL C DIFFONDE VERSO L'INTERNO.

CIO' CHE CONTROLLA IL PROCESSO E' LA DIFFUSIONE DI C NELL'AUSTENITE.

⇒ DOBBIAMO PRENDERE IN CONSIDERAZIONE IL COEFF. DI DIFFUSIONE ^(CARICHI) DEL C NELL'AUSTENITE CHE E' FUNZIONE DEL PARAMETRO T; SE VOGLIAMO INCREMENTARE LA DIFFUSIONE (PER SPESORI MAGGIORI) E' NECESSARIO AUMENTARE LA T. DEL PROCESSO.

IL TRATTAMENTO DI CEMENTAZIONE VIENE TIPICAMENTE EFFETTUATO A T = 900 - 950 °C E DURA UN CERTO M. DI ORE. SE VOGLIAMO DIMINUIRE I TEMPI PER AUMENTARE LA PRODUTTIVITA' DOBBIAMO AUMENTARE ULTERIORMENTE LA T. (→ PER AUMENTARE IL COEFF. DI DIFFUSIONE D ⇒ FAVORIRE LA DIFFUSIONE)

MA LAVORARE A T PIU' ELEVATE IMPlica ESSERE ABBASTANZA AL LIMITE NEL RAPPORTO CO - CO₂ (DIFFICILMENTE CONTROLLABILE); PER OPERARE A QUESTE T PIU' ELEVATE

BISOGNA LAVORARE IN FORNI A P PIU' ELEVATE (IL RAPPORTO CO - CO₂ E' PIU' FACILMENTE CONTROLLABILE). ⇒ SONO NECESSARI FORNI A TENUTA (MOLTO COSTOSI; T ≈ 1050 °C; 20')

OLTRE CHE AL COEFF. DI DIFFUSIONE (D) BISOGNA TENER CONTO DELLA DIFFERENZA DI

CONCENTRAZIONE TRA SUPERFICIE E CUORE DEL PEZZO $\frac{\partial C}{\partial x}$ (ΔX DISTANZA SOSTANZA)

FLUSSO DI DIFFUSIONE

$$J = -D \cdot \frac{\partial C}{\partial x}$$

PRIMA EQUAZIONE DI FICK, $D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$ (E DIFF. CONC. SUPERFICIE)

BISOGNA ANCHE TENER CONTO DI COME VARIA IL FLUSSO NEL TEMPO: DIFFUSIONE

$$j = \frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

SECONDA EQUAZIONE DI FICK

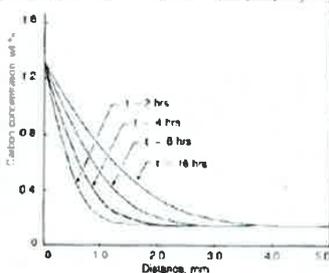
RISOLVENDO QUESTA EQUAZIONE OTTIENIAMO LA FUNZIONE:

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \text{ERF} \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$$

0.8
A CUORE

ERF = ERROR FUNCTION = FUNZIONE MONOTONA CRESCENTE (UNA LINEA)

$x = k' \cdot \sqrt{t}$ SPESORE DI ARRICCHIMENTO DI C (X FUNZIONE DI t)



PARAMETRI USUALI

T = 925 °C (1700 °F)

1 mm → 4h

2 mm → 16h

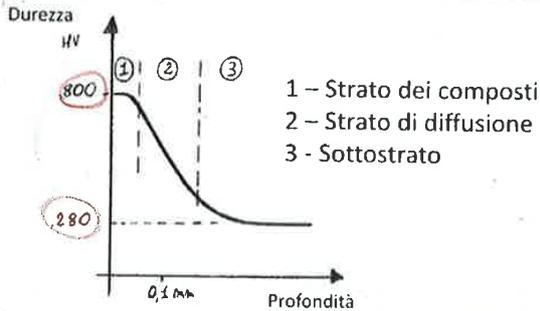
3 mm → 36h

OBTENIAMO COSÌ LA CURVA C₂: ABBIAMO ANCORA LA DOPPIA TEMPERA. MA HA SENSO ANCORA FARE UNA DOPPIA TEMPERA? SE A CUORE NON ABBIAMO GRANDI CROSSIAMI A QUESTO PUNTO POSSIAMO PENSARE DI FARE NON UNA TEMPERA MIRATA AL RAPPRESO DAMENTO DEL CUORE CON LA GIUSTA T^{300C} MA SCEGLIERE UN COMPROMESSO: SCENDE UN PO' PER LA TEMPERA NEL CUORE E SALIRE UN PO' PER LA TEMPERA DELLA SUPERFICIE. OTTENIAMO COSÌ LA CURVA C₃: SCENDE T, DIFFUSIONE DEL C DA 1.27. → 0.87, TEMPERA E DISTENSIONE. ABBIAMO RECUPERATO QUALCHE ORA MAGGIOR PRODUTTIVITÀ MA NEVO UTILIZZARE ACCIAI UN PO' PIÙ COSTOSI (= PERFORANTI).

* (PERCHÉ UTILIZZIAMO L'OLIO COME MEZZO TEMPRANTE? PERCHÉ SE USASSIMO MEZZI TEMPRANTI PIÙ OLASICI OBTENIAMO SPessori PIÙ GRANDI DI INDURIMENTO).

È POSSIBILE LA FORMAZIONE DI CRICCHE DI TEMPERA? NO! PERCHÉ?
LO SPESIONE DI TRASFORMAZIONE MARTENSITICA CHE PUÒ DARE AUMENTI DI VOLUME È LO SPESIONE ARRICCHITO DI C. LA MATRICE SOSTANTE AVENTE MINOR TENORE DI C SI TRASFORMERA' ANCHE NEL RAPIDO RAFFREDDAMENTO IN OLIO IN FERRITE E PERLITE MOLTO FINI O BAINITE AD ALTA T. SCENDENDI ULTERIORMENTE DI T AVREMO UN'ULTERIORE DIMINUZIONE DI VOLUME ⇒ ATTIRERA' IL CUSCIO PIÙ RESTANDO PURO MARTENSITICO VERSO L'INTERNO, INDUCENDO STATI TENSIONALI DI COMPRESSIONE NEGATIVI. QUESTO CI VA BENE PERCHÉ AUMENTA LA RESISTENZA A FATICA. QUESTI STATI DI COMPRESSIONE VENGONO IN PARTE SMORZATI NELLA DISTENSIONE. (MA) NON ABBIAMO TRAZIONE E CI VA BENE!

DISSOCIATA (PRIMA CHE VENGA IMMESSA NEL FORNO DI NITRAZIONE) CON RAPPORTI CHE VANNO INDICATIVAMENTE $18 < N/H_{31}H_2 < 55$ PER FORMARE γ' .
 (=) NON SI PUO' METTERE AMMONIACA PURA PERCHE' NON SI OTTIENE LA FASE INTERESSATA).
 => DISSOCIAMO PRIMA IN UN FORNITO DISSOCIATORE.



← COSA OTTIENIAMO

- 1) γ' (MOLTO DURA) EVENTUALMENTE, SE HO SPINTO UN PO' TROPPO PER CERCARE DI ACCRESCERE IL PROCESSO, ANCHE UN PO' DI ϵ (POCO).
- 2) L'AZOTO TRENDE A SPOSTARSI VERSO L'INTERNO: DIFFUSIONE: PRINCIPALMENTE CI SARA' MATRICE

METALLICA + ALCUNI NITRURI (FORMATI DAL FATO) CHE IN SUP. DI N NE ABBIAMO MOLTO, PER CUI TRENDE VERSO L'INTERNO)

3) SOTTOSTRATO = MATRICE TENACE (ACCIAIO CON BASSA %C SOTTOPOSTO INIZIALMENTE A BONIFICA)

QUESTO TRATTAMENTO VIENE ESEGUITO PER CONFERIRE PIU' ELEVATA RESISTENZA A USURA E A FATICA. PERCHE'?

IN SUPERFICIE γ' : RETICOLO CFC: AL CENTRO DI OGNI CUBO ABBIAMO UN ATOMO DI N.

QUINDI ABBIAMO AGGIUNTO DEGLI ATOMI QUINDI AVREMO UNA COSTIPAZIONE ATOMICA ELEVATA.

SOTTOSTRATO: MATRICE OTTENUTA IN SEGUITO A UN TRATTAMENTO DI BONIFICA, DICHIAMO BAINITICA.

IN SUPERFICIE ABBIAMO UN MAGGIOR CONTENUTO DI ATOMI PERCHE' AGGIUNGIAMO N

QUINDI AVREMO UNA MAGGIOR DENSITA' / COSTIPAZIONE ATOMICA. VENGONO INDOTTI

DEGLI STATI TENSIONALI DI COMPRESSIONE IN SUPERFICIE.

NB: TUTTE LE VOLTE CHE ABBIAMO COMPRESSIONE IN SUPERFICIE ABBIAMO UN AIUTO ALL'AUMENTO DEL LIMITE DI FATICA.

(SEGUE RAFFINAMENTO LENTO IN FORNO)

CONFRONTO TRATTAMENTI DI INDURIMENTO SUPERFICIALI

Trattamento	Durata [s]	Durezza [HRC]	Profondità [mm]	Max. temperature di utilizzo [°C]
1 Tempra ad induzione	10'	55	2-3-4-5	FINO 200 °C
2 Cementazione	10'	60	1	FINO 200 °C
3 Nitrazione	10 ⁶	70	0,2	FINO 500 °C

NON SONO PREVISI UTILIZZI A SUPERIORI PERCHE' CI

SAREBBE UN RINVENIMENTO E LA MASSIMA PERDE DUREZZA

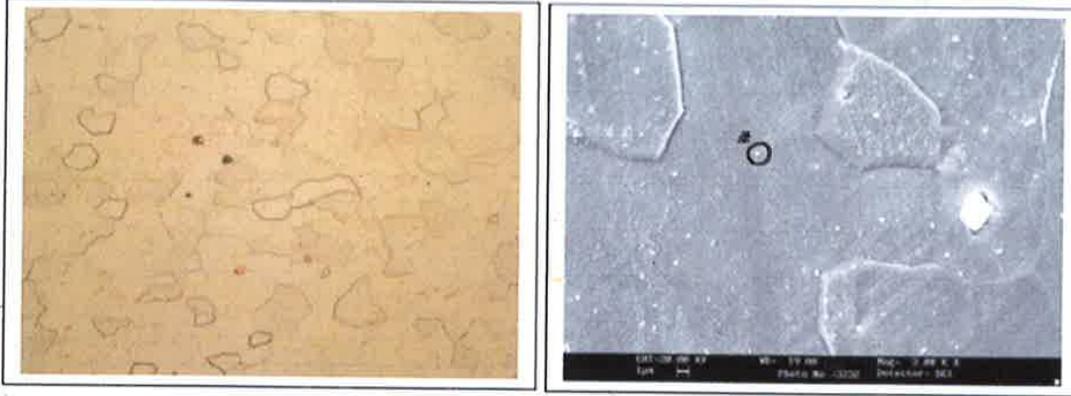
I COMPOSTI SONO STABILI FINO ALLA T DI TRATTAMENTO

ANCHE SE LO TENESSIMO IN FORNO 200h NON RIUSCIremmo A SUPERARE

IL 3/10: PERCHE' OLTRE UNA CERTA PROFONDITA' L'AZOTO NON DIFFONDE PIU'

Interstitial Free

Lamiere di tradizionale acciaio non legato e a minimi contenuti di carbonio, con titanio oltre lo 0,3%. Il titanio ha elevata attitudine alla formazione di carburi e nitruri e ciò gli consente di estrarre dalla matrice atomi di C e N presenti nel reticolo come interstiziali, ottenendo un acciaio completamente ferritico, quindi molto deformabile ed idoneo a profonde imbutiture. Anche in questo caso l'incremento delle caratteristiche meccaniche avviene unicamente per incrudimento del materiale in fase di stampaggio.



Esempio: FEPO6 (PIÙ PREGIATO DI FEPOQ)

Acciaio FEPO6 dopo ricottura: si nota un grande numero di carbonitruri di Ti di diverse dimensioni.

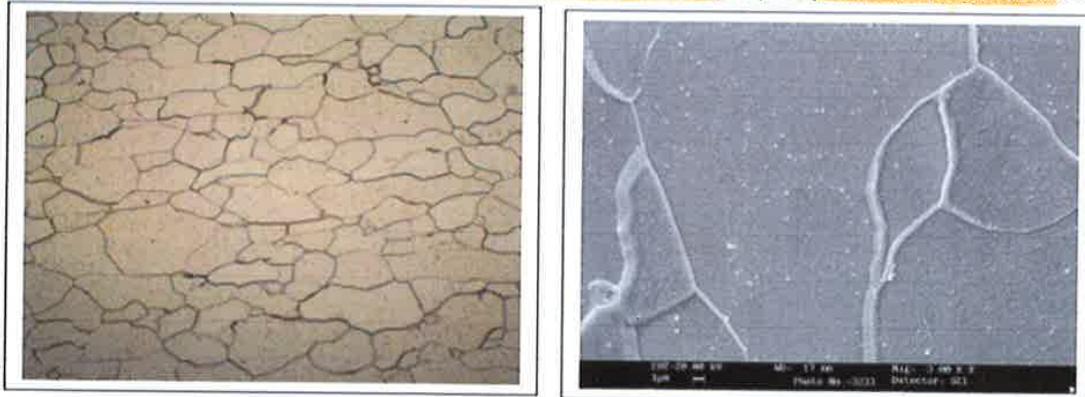
NUOVA SIGLA: (DC 06)

* NITRURI E CARBURI

MATRICE FERRITICA: RESISTENZA A SN PIÙ BASSA DI DC06, MA ALLUNGAMENTO A ROTTURA PIÙ ALTO (FINO AL 40%)

Bake Hardening

Lamiere di acciaio non legato a basso contenuto di carbonio, fabbricato con parametri (composizione chimica, temperatura di fine laminazione, ciclo di ricottura) tali da rendere la velocità di precipitazione del Carbonio minima a temperatura ambiente e massima alla temperatura di cataforesi. In tal modo si ha elevata deformabilità durante stampaggio (matrice esente da precipitati) ed aumento consistente delle caratteristiche meccaniche del particolare durante la verniciatura per precipitazione fine dei carburi.



Esempio: BH 180 o BH 220 (180/220 TENSIONI DI SM MINIME GARANTITE)

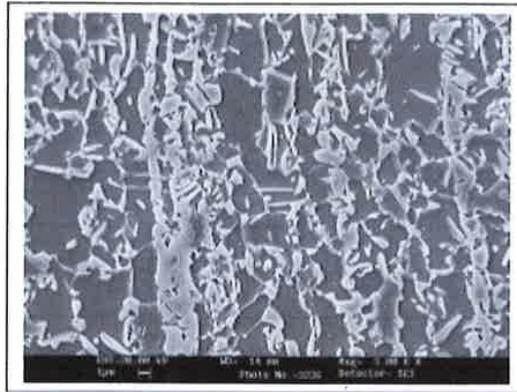
Acciaio BH 220 dopo trattamento termico a 180 °C per 20 min. Si noti la forte presenza di carburi nella matrice ferritica.

(FINALE)
VERNICIATURA A POLVERE (IN CATAFORESI) + CURTURA IN FORNO (180°C X 20') =>
PRECIPITAZIONE SECONDARIA DI PARTICELLE INDURENTI

Trip (TRANSFORMATION INDUCED PLASTICITY)

(PRODOTTO DA FERRITICA + BIV)

Lamiere di acciaio aventi struttura ferritica / bainitica / austenitica (tipologia di struttura che garantisce una buona stampabilità). Durante stampaggio parte dell'energia spesa converte una buona frazione di austenite metastabile in martensite; quest'ultima conferisce maggiore resistenza al materiale, mentre l'austenite residua funge da "assorbitore" di energia nel caso di deformazione violenta (impatto).



Esempio: FE800 TRIP F (800 RESIST. A SM MINIMA GARANTITA)

Struttura del materiale: con i metodi usuali la fase austenitica è difficilmente distinguibile da quella ferritica.

QUANDO VIENE DEFORMATA, A TAMB, L'AUSTENITE SI TRASFORMA IN MARTENSITE.
(ASSORBENDO MOLTA ENERGIA ← CRASH TEST)

Multiphase

Acciai altoresistenziali a matrice ferritico / bainitica / martensitica con elevato contenuto di martensite.

Esempio: FE800MP

Martensitici

Acciai caratterizzati dalla quasi totale presenza di martensite. Presentano ovviamente bassa deformabilità (profilati ed elementi piegati) ed altissimi valori di resistenza meccanica.

Esempio: FE1300MS

PER STAMPARLI DOBBIAMO OTTENERE GEOMETRIE ASSOLUTAMENTE SEMPLICI

(QUASI NON LI DEFORMIAMO)

OPPURE RISCALDIAMO ALLA TAUSTEN, LI DEFORMIAMO IN MANIERA IMPORTANTE E POI

LI RAFFREDDIAMO VELOCEMENTE IN MODO DA OTTENERE MARTENSITE (FORMA COMPRESSA)

ASSORBIMENTO DI URTO, QUINDI RESILLENZA, MODESTO; SONO PERO' MOLTO RESISTENTI

$\sigma_y = 1300 \text{ MPa}$ > σ_y ACCIAIO BONIFICATO

NOTA: LE PARTI PERE DELLE AUTOMOBILI SONO REALIZZATE SOLITAMENTE CON 4 ACCIAI DIVERSI
(OGNUNO HA UNA SUA FUNZIONE) SALDATI INSIEME.

INCRUDIMENTO

Quando un materiale supera il carico di snervamento ed entra in campo plastico, la deformazione dello stesso avviene per slittamento di piani reticolari e, in buona sostanza, per scorrimento delle dislocazioni. Dopo uno scorrimento iniziale - cui corrisponde un inizio di deformazione - il numero delle dislocazioni attive si moltiplica ed esse cominciano ad interferire tra loro, creando una situazione di impingio multiplo.

In tal modo le dislocazioni si bloccano a vicenda, e per procedere nella deformazione occorre aumentare il carico; ciò sul grafico della trazione è testimoniato dal tratto crescente del campo plastico.

Quando un materiale viene deformato acquista una maggiore resistenza.

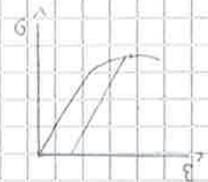
Questo fenomeno strutturale è noto come **INCRUDIMENTO**.

SLITTAMENTO DI PIANI

SCORRIMENTO DI DISLOCAZIONI

QUI CI STANEBBE IL GRAFICO $\sigma - \epsilon$

CON IL DISCORSO DEF. PLAST. - RIMUOVENDO CARICO - AUMENTA σ_y
(RIVEDI VIDEOLEZIONE 25)



COEFFICIENTE DI ANISOTROPIA

$$R = \frac{\epsilon_2 \text{ (CONTRAZIONE)}}{\epsilon_3 \text{ (ASSOTTIGLIAMENTO)}}$$

(COSTANTE DI OGNI DI OGNI MATERIALE)

ESPRIME L'ATTITUDINE DI

UN MATERIALE AD ASSOTTIGLIARSI

PIUTTOSTO CHE A CONTRARSI,

REQUISITO CHE ASSICURA UNA

BUONA IMBUTIBILITÀ

IL COEFFICIENTE DI ANISOTROPIA r



Trazionando una provetta di lamiera e misurando separatamente in vari step le deformazioni nelle tre direzioni principali, si nota che il rapporto

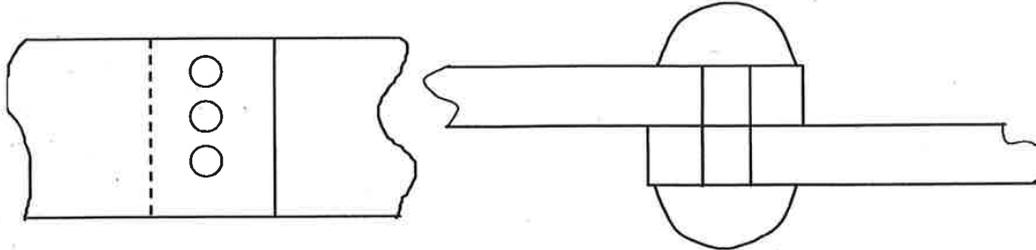
$$r = \epsilon_2 / \epsilon_3 = \text{contrazione} / \text{assottigliamento}$$

è una costante per ogni materiale ed esprime l'attitudine dello stesso ad assottigliarsi piuttosto che a contrarsi, requisito che assicura una buona imbutibilità (si ragioni sulla Fig. 159 a). Alti valori di r sono perciò sintomo di buona imbutibilità; il valore di r regola quindi il ramo sinistro delle CLF, al punto che, nel caso di acciai al C, è possibile approssimare la curva in funzione di r.

ACCIAI PER IMPIEGO STRUTTURALE

Sono materiali utilizzati in carpenteria metallica, in piattaforme di trivellazione marina, piloni per il trasporto di energia elettrica (per uso industriale in Italia, per uso civile negli Stati Uniti, vedi i grattacieli). Tutte queste strutture sono giuntate per saldatura perché si fa molto prima; l'unica possibilità alla saldatura è la chiodatura o l'argentatura seguita da rivettatura. Il costo di giunzioni di questo genere è molto elevato e deve essere molto accurata l'effettuazione dei fori, perché essi sono concentrazioni di tensioni, con flussi come nella figura, lungo i quali si propagano i difetti e quindi le cricche.

- SALDATA
OPPURE
- CHIODATURA
- ARG. + RIVET.



E' molto più semplice fare una saldatura con del materiale di apporto. Può essere eseguita con la fiamma ossidrica o per via elettrica con un elettrodo di materiale fondente. Quest'elettrodo deve essere rivestito in modo che si creino nell'intorno della saldatura scoria od atmosfere protettive. Gli acciai da saldare devono contenere una bassa percentuale di carbonio. Nella zona di giunzione il materiale di apporto deve essere portato a fusione (circa 1537 °C visto che la percentuale di carbonio è bassa). Nelle zone circostanti siamo a temperature progressivamente inferiori, fino a che una certa distanza la temperatura non è variata. Nell'intorno alla zona saldata vi sarà una zona in cui si è ottenuta la trasformazione austenitica.

Nel caso della saldatura si hanno velocità di raffreddamento molto elevate, soprattutto con pezzi molto grandi, perché abbiamo un indice di Grossman ($H = h/2k$) molto elevato. Si deve infatti considerare che si lavora con solidi metallici (conduzione allo stato solido) e tutta la zona fredda attorno alla saldatura funziona da pozzo di calore, e quindi si hanno velocità di raffreddamento elevatissime. Di conseguenza la zona prossima alla saldatura diventa martensite che si è formata intorno ad una zona in cui si possono avere dei difetti sempre presenti quando si ha una saldatura. La martensite è una struttura a tenacità molto bassa. Per cui se si ha un acciaio che contiene lo 0.25÷0.30 % di carbonio si ha la possibilità, date le elevate velocità di raffreddamento, di provocare una trasformazione martensitica. Per ovviare al problema si può aumentare la velocità critica di tempra spostando più a sinistra le curve CCT dell'acciaio, riducendo la percentuale di carbonio. Quindi un acciaio per carpenteria deve avere una bassa percentuale di carbonio ma anche di elementi leganti per poter essere saldato.

Vi è una formula che consente di integrare le variabili composizionali, mediante un titolo fittizio di carbonio, che sarà C equivalente per la saldatura.

NB:
$$\%C_{eq} = \%C_{eff} + \%Mn/6 + \%(Cr+Mo+V)/5 + \%(Ni+Cu)/15$$

Gli elementi che più favoriscono la temprabilità degli acciai, spostano cioè verso destra le curve CCT, sono quelli che hanno un coefficiente più basso (Mn, Cr, Mo, e V), mentre il nichel ed il rame la influenzano molto di meno. Date queste considerazioni si possono fare le seguenti classificazioni:

- $C_{eq} \leq 0.41$ (buona saldabilità senza preriscaldamento)
- $0.41 \leq C_{eq} \leq 0.45$ (si deve fare attenzione al contenuto di idrogeno)
- $0.45 \leq C_{eq} \leq 0.60$ (si devono preriscaldare le lamiere, diminuendo il salto termico e quindi la velocità di raffreddamento ed utilizzare elettrodi a basso contenuto di idrogeno)
- $C_{eq} \geq 0.60$ (si devono utilizzare tecniche speciali)

IMPORTANTE

LE GHISE SONO SALDABILI? MEDIAMENTE NO

SE SI HA UNA GHISA COMPLETAMENTE FERRITICA E MATRICE DI CARBONIO SI PUO' PENSARE DI SALDARLA SE SI HA UNA GHISA PERLITICA (MEDIAMENTE) NO, NON E' UN' OPERAZIONE USUALE.

ACCIAI IMPIEGO STRUTTURALE = HANNO BUONA TENACITA', BASSO TENORE DI C; SONO FACILMENTE SALDABILI, GIUNTABILI PER OTTENERE GROSSE STRUTTURE.

Utilizzando acciai con tenore di carbonio dello 0.15% e con 1.4% di manganese si ottengono resistenze a trazione di 550 MPa. Volendo ottenere resistenze più elevate senza aumentare la temperatura di transizione si possono utilizzare i seguenti metodi:

- ottenere dei grani di dimensioni molto piccoli
- incrudimento che tuttavia comporta una diminuzione di duttilità
- rafforzamento per piccole particelle, utilizzando piccole quantità di niobio, titanio e vanadio i quali permettono di ottenere dei microprecipitati sotto forma di carburi che precipitano uniformemente nella matrice ferritica.

Le dislocazioni sono perciò bloccate dalla presenza di bordi di grano e dalla presenza di microprecipitati: si ottengono resistenze a trazione dell'ordine dei 700 MPa. Un esempio di acciai rafforzati in questi modi sono gli **acciai HSLA**. Essi non sono sottoposti ad un trattamento termico ma in base ad un complesso di variabili composizionali si possono ottenere elevati valori di resistenza a trazione (700 MPa e in alcuni casi si arriva ad 800 MPa tuttavia con notevoli riduzioni di duttilità). I tenori di vanadio e niobio sono molto bassi:

$$0.07\% \leq V \leq 0.1\%$$

$$0.03\% \leq Nb \leq 0.07\%$$

Questi due elementi possono originare dei carburi (VC, NbC) ma anche i carbonitrucci (V(C,N), Nb(C,N)) ottenendo un altro vantaggio: infatti l'azoto eventualmente presente nell'acciaio, che può portare ad un abbassamento della temperatura di transizione, non viene più solubilizzato nella ferrite, e passa nei carbonitrucci. Pertanto da un elemento rafforzante ma infragilente si è ottenuta una fase rafforzante senza penalizzare la temperatura di transizione.

Acciai per rotaie

Devono avere una elevata capacità di incrudimento ma anche avere la capacità strutturale di arrestare la propagazione di cricche. Infatti se una rotaia non viene montata correttamente con il passaggio del primo convoglio in testa ad una rotaia si formerà una cricca la quale può propagare con facilità a tutta la rotaia se il materiale non ha capacità di arresto. Ne consegue che il materiale deve poter compensare difetti di montaggio. La lunghezza attuale delle rotaie è di 36 metri; non possono essere più lunghe perché si deve tenere presente la dilatazione termica che imporrebbe delle distanze troppo elevate tra una rotaia e l'altra.

Acciai Corten

Sono acciai per i quali è prevista l'aggiunta di circa lo 0.2% di rame per avere una migliore resistenza alla corrosione (infatti, il rame segue l'idrogeno nella serie elettrochimica)

Nel caso di costruzioni particolarmente sollecitate si può ricorrere ad acciai temprati con bassa percentuale di carbonio prodotti sotto la sigla **T1**. Essi contengono bassi tenori di nichel e cromo perché non necessitano di elevata temprabilità perché gli spessori sono bassi. Questi acciai consentono di ottenere resistenze a trazione di 700 MPa ma, dal momento che sono temprati, non sono saldabili.

Acciai per oleodotti

Possono lavorare a basse temperature pertanto sono spesso soggetti a cricche che devono tuttavia arrestarsi. Le giunzioni tra i vari spezzoni di tubo vanno eseguite, sempre per la stessa ragione, tramite manicotti. Infatti una cricca che ha propagato in un tubo non può proseguire nel successivo se non si ha una giunzione continua (saldatura).

NON VISTO A LEZIONE

TRATTAMENTI TERMICI - PERCHÉ?

- Distendere la lega per aumentare la lavorabilità e la formabilità.
- Incrementare la resistenza ed ottenere le caratteristiche meccaniche associate ad un certo trattamento termico.
- Stabilizzare le proprietà meccaniche o fisiche o migliorare la resistenza alla corrosione ed evitare dei cambiamenti di proprietà che potrebbero manifestarsi col tempo durante l'utilizzo a temperatura ambiente o superiore.
- Assicurare la stabilità dimensionale durante l'utilizzo, particolarmente per componenti che operano ad elevata temperatura e richiedono un controllo dimensionale accurato.
- Eliminare tensioni residue indotte da deformazioni differenziate o raffreddamenti non uniformi in seguito a colata in getto, tempratura, saldatura od operazioni di formatura.

Quando il termine si applica alle leghe di alluminio, il suo uso è frequentemente ristretto alle operazioni specifiche effettuate per incrementare resistenza e durezza delle leghe da invecchiamento.

ESEMPLO: SERIE 5000 = AP-Mm (LEGHE)
 NB DEFORMATE PLASTICAMENTE INCREMENTANO LE CARATTERISTICHE MECCANICHE CHE, PERÒ, DIMINUISCONO NEL TEMPO PER INVESCCHIAMENTO
 → TRATTAMENTO TERMICO (SUCCESSIVAMENTE AVREMO UNA DIM. DEL 3% IN 20 ANNI = TRASC.) ⇒ QUESTO FA DIMINUIRE VELOCEMENTE LE C. MECCANICHE (IN POCHHE ORE) FINO A RAGGIUNGERE

CONDIZIONI DI QUASI STABILITÀ

TRATTAMENTI TERMICI - SIGLE

Sigla	Trattamento termico
F	Come fabbricato <small>non sottoposto a TT</small>
O	Ricotto (solo per i prodotti da trattamento termico) <small>DA LA GESTO</small>
W	Solubilizzato
T	Trattamenti termici differenti per produrre differenti caratteristiche rispetto ad F od O

TANTI TIPI (CORROSIONATI DA M)

SI UTILIZZANO NELLE VETTURE PER DEFINIRE QUALI SONO LE CONDIZIONI DI TRATTAMENTO T PER CUI VOGLIAMO COMPRARE UN DETERMINATO PRODOTTO.

I PRODOTTI DI ALLUMINIO POSSONO ESSERE ANCHE COMPRATI E UTILIZZATI NELLA TIPOLOGIA:

Alclad



Nella ricottura di prodotti ricoperti, il tempo del trattamento alla massima temperatura deve essere limitato, per evitare eccessiva diffusione dal centro allo strato superficiale.

Micrografia della lega Alclad 2024-T3 che mostra un sovrappunto superficiale di alluminio ad elevata purezza su una lega ad alta resistenza (100X).

ALCLAD = RIVESTITI DI ALLUMINIO PURO
 COMPRÒ UNA LEGA DI AP: SE È PRESENTE IL TERMINE ALCLAD SIGNIFICA CHE LA LEGA È RIVESTITA DA UNA SOTTILE PELLICOLA DI ALLUMINIO PURO (CHE QUINDI NON HA LA COMP. CHIMICA DELLA MATRICE).
 → GLI ELEMENTI PURI MONOFASICI SONO PIÙ RESISTENTI ALLA CORROSIONE.

1) - T_{AMB} : SITUAZIONE BIFASICA: $K + \theta$

- RISCALDIAMO, MANTENENDO IN FORNO ALLA $T_{SOLUBILIZZAZIONE}$

- ASPETTIAMO CHE AVVENGA COMPLETA SOLUBILIZZAZIONE DEL MATERIALE \Rightarrow DELLA FASE θ

- LA FASE θ SCOMPARE E LA FASE K SI ARRICCHISCE IN RAME (Cu) : 4.5% Cu

- TEMPI DI SOLUBILIZZAZIONE LUNGI : PERCHÉ L'ATOMO DI Cu È GRANDE E T NON È TROPPO ALTA.

ANCHE L'ATOMO DI Al È GRANDE \Rightarrow COEFF. DI DIFFUSIONE MODESTO \Rightarrow TEMPI LUNGI (8-10h)

- DOPODI CHE APRIAMO IL FORNO, PRENDIAMO I COMPONENTI E LI TEMPRIAMO IN ACQUA

\rightarrow NON ABBIAMO TRASFORMAZIONI DI FASE (NB!) = BLOCCIAMO LA SITUAZIONE DI ALTAT

$\Rightarrow T_{AMB}$: OTTIENIAMO SOLUZIONE SOLIDA K CON IL 4.5% Cu \Rightarrow ABBIAMO OTTENUTO UNA SOLUZIONE

SOLIDA SOVRASSATURATA (\Rightarrow) METASTABILE (\Rightarrow) CERCHEREMO DI MANDAR FUORI L'ECESSO DI Cu

E QUESTO TENTATIVO DI MANDAR FUORI L'ECESSO DI Cu È PROPRIO QUELLO CHE AVVIENE NEL PROCESSO DI INVECCHIAMENTO.

QUANDO L'INVECCHIAMENTO È COMPLETATO OTTIENIAMO UNA SOLUZIONE SOLIDA K CON UN TENORE

Cu PREVISTO DAL DIAGRAMMA DI STATO ; IL Cu GETTATO FUORI È ANDATO A FORMARE θ (CuAl₂)

OTTENIAMO COSÌ IL COMPOSTO STABILE.

IL PROCESSO DI INVECCHIAMENTO A T_{AMB} È MOLTO LUNGO.

DURANTE QUESTO PROCESSO (PER ALCUNE LEGHE DI ALLUMINIO) SI FORMANO DEI PRECIPITATI

INTERMEDI CHE NON SONO QUELLI PREVISTI DI EQUILIBRIO, MA ALTRI. E QUESTI PRECIPITATI

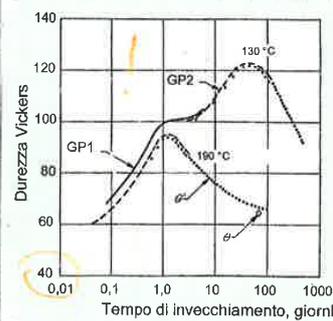
METASTABILI INTERMEDI PORTANO A UN IMPORTANTE INCREMENTO DI CARATTERISTICHE

MECCANICHE. (RAFFORZAMENTO DEL MATERIALE)

INVECCHIAMENTO ARTIFICIALE ($\Rightarrow T \neq T_{AMB}$)

CORRELAZIONE TRA MICROSTRUTTURE E DUREZZA DELLA LEGA Al-Cu INVECCHIATA

A DUE DIFFERENTI T .



LE CURVE GP PRENDONO IL NOME DA GUIGNETT-PRESTON, RICERCATORI CHE HANNO PROPOSTO L'ESISTENZA DI QUESTI PRECIPITATI NEGLI ANNI '30.

L'ALLUMINIO (Al) ESPULSE DEL RAME (Cu) CHE VA A OCCUPARE CERTI VOLUMI DEL MATERIALE ORIGINANDO DEI PRECIPITATI CHE HANNO LO STESSO RETICOLO DELL'ALLUMINIO (\Rightarrow A LIVELLO

DIFFRAZIONOMETRICO NON RIUSCIAMO A DISTINGUERLI) MA CON

UN TENORE DI Cu PIÙ ALTO (RISPETTO A K). IL RAME È UN ATOMO GROSSO; ABBIAMO PIÙ

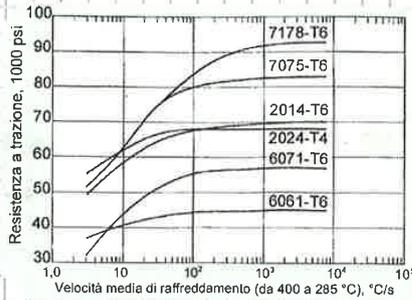
RAME RISPETTO ALLA SOLUZIONE SOLIDA SOVRASSATURATA \Rightarrow MAGGIORE COSTIPAZIONE ATOMICA

QUINDI \Rightarrow STATI DI COMPRESSIONE LOCALI CHE INDUCONO STATI TENSIONALI ANCHE SUL

RETICOLO CIRCOSTANTE \Rightarrow SALVE LA RESISTENZA A SN.

(PER CAPIRE BENE EFFETTIVAMENTE COSA SONO GP1, GP2 VEDI VERSIONE 26 1:24:00) \rightarrow
 \rightarrow (+) VERSIONE 29 06:30"

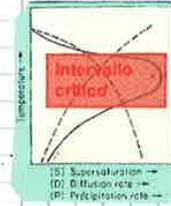
CARATTERISTICHE MECCANICHE DELLE LEGHE



L'obiettivo della tempra è quello di mantenere il più intatta possibile la soluzione solida formata nella solubilizzazione, raffreddando velocemente a bassa temperatura, generalmente temperatura ambiente.

È importante non solo mantenere l'eccesso di soluto nella soluzione solida, ma anche un certo minimo numero di difetti reticolari (vacanze) per favorire la diffusione alle basse temperature per la formazione di precipitati metastabili.

In generale, i maggiori valori di rafforzamento ottenibili sono quelli associati alle maggiori velocità di tempra.



INTERVALLO CRITICO: 285-400°C

LEGHE 7000: C. MECC. + ELEVATE

LE LEGHE DELLA SERIE 7000, QUANDO RIFREDDO UNA SALDATURA, PERDONO LA MASSIMA PERFORMANCE. PERDIO NELLA ZONA TERMICAMENTE ALTERATA: PERCHÉ? LE RISCALDO, QUINDI LE SOVRAINVECCHIO E LA VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO GARANTITA DALLA SALDATURA NON È SUFFICIENTE A GARANTIRE UNA TEMpra COSÌ VELOCE QUANTO NECESSARIA. ⇒ LE LEGHE DI AL PIÙ PERFORMANTI CON CUI COSTRUIAMO LE ALI DEGLI AEREOI NON LE SALDIAMO MA LE RIVESTIAMO

LEGHE DI ALLUMINIO DA GETTO (ESEMPI: CAFFETTIERA, COPPA DEL BUIO, COPRIVALVOLE ...)

CLASSIFICAZIONE

SERIE	FAMIGLIE
1xx.0	Al
2xx.0	Al-Cu
3xx.0	Al-Si (Mg+Cu)
4xx.0	Al-Si
5xx.0	Al-Mg
6xx.0	*
7xx.0	Al-Zn
8xx.0	Al-Sm
9xx.0	*

• IL PRIMO NUMERO DEFINISCE LA PRESENZA DEL PRINCIPALE ELEMENTO LEGANTE

• xx LEGA DELLA SERIE 200/300/400 **NB!**

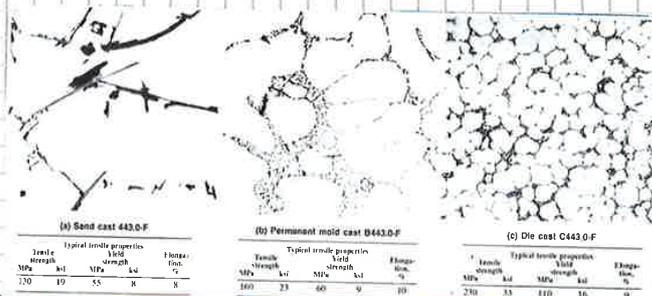
• LE LEGHE PIÙ UTILIZZATE SONO LE LEGHE (Al-Si) CON EVENTUALMENTE L'AGGIUNTA DI Mg o Cu

* ATTUALMENTE NON UTILIZZATA

CONSIDERAZIONI:

(VIDEOREGISTRAZIONE 28)

- 1. NELE LEGHE DA GETTO, IN GENERALE, E' MOLTO IMPORTANTE LA VELOCITA' DI RAFFREDDAMENTO DURANTE E SUCCESSIVAMENTE LA SOLIDIFICAZIONE. (PRESSOFUSIONE V. DI RAFFR. ELEVATE) MAGGIOR E' LA VELOCITA' DI ASPORTAZIONE DEL CALORE (V. DI SOLIDIFICAZIONE) MINORI SARANNO LE DIMENSIONI DEI CRISTALLI (GRANI CRISTALLINI).
- 2. LE LEGHE DA GETTO AL-SI POSSONO ESSERE RAFFORZATE SFRUTTANDO IL FENOMENO DI MODIFICAZIONE DELL'EUTETICO. (SOLID LEGHE AL-SI)



← TOP

COMPOSIZ. EUTETICA

Microstrutture risultanti per differenti velocità di solidificazione, ottenute da differenti processi di colata per una lega Al-5%Si. Le dimensioni della dendriti e delle altre particelle diminuiscono incrementando la velocità di raffreddamento, passando da getti in sabbia a getti in stampi di acciaio a tecniche di pressocolata. Atacan, 0.5% HF (500X).

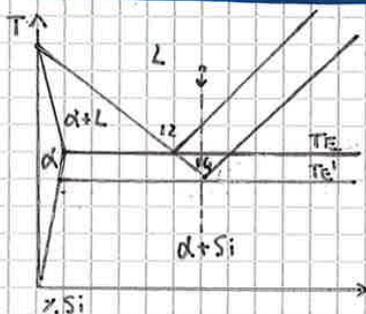
MODIFICAZIONE DELL'EUTETICO

Una lega Al/Si conterrà quindi sempre quantità più o meno elevate di Si eutettico aciculare. La presenza di questa fase può penalizzare le caratteristiche meccaniche in quanto questa forma può, sotto determinate condizioni di stress, agire da concentratore di sforzo. Per minimizzare questo effetto la lega viene modificata con aggiunte di minime quantità di Na il quale ha la proprietà di rendere globuliformi queste isole di Si eutettico.

Le leghe a base Alluminio contengono ovviamente anche altri elementi oltre il Silicio (es. Cu, Fe, Mn, Ni...). Tali elementi possono modificare anche profondamente la struttura del materiale e quindi le sue caratteristiche meccaniche ed il suo impiego. Per esempio il costituente β (Al-Fe-Si) infragilisce il materiale in quanto la sua morfologia è lamellare. Per ovviare a questo inconveniente vengono aggiunte modeste quantità di Manganese che rendono questa fase β di per sé meno dura e disposta in modo meno pericoloso (forma di tipo "scheletrico"). La nuova fase è nota come α (Al-Fe-Si-Mn).

(QUASI SEMPRE SI (30/40%))

- SI EUTETICO ACICULARE (NAGHIFORME)
- STRUTTURA DENDRITICA (9.01%)
- ⊕ MINIME QTA' DI Na (SODIO) / (CESIO)
- ⇒ ISOLE DI SI GLOBULIFORMI
- β (Al-Fe-Si) (STRUT. LAMELLARE)
- ⊕ MODESTE QTA' DI Mn
- ⇒ NUOVA FASE α (Al-Fe-Si-Mn)
- (FORMA "SCHELETRICA")



UTILIZZIAMO LEGHE CON UN MAGGIOR TENORE DI SI (10% Si), UTILIZZANDO SODIO (Na) COME MATERIALE MODIFICANTE L'EUTETICO (DOPANTE): LA SOLIDIFICAZIONE AVVIENE A Te' (< Te DI V 10°C)
 ⇒ AGGIUNTA DI Na SOLIDIFICAZIONE A T PIU' BASSA

- ⇒ SOVRARAFFREDDAMENTO ⇒ CI SPORTIAMO DALLA Te DI EQUILIBRIO ⇒ 26 DIM. DEI NUCLEI, CON IL CORRETO AGGIUSTAMENTO RETICOLARE, POTRANNO ESSERE SEMPRE MINORI ⇒ NUCLEI CHE DANANNO ORIGINE A SOLIDI PIU' PICCOLI E IN MAGGIOR NUMERO. (? ⇒ V. REG. 27 37: 10")
- ⇒ TANTI NUCLEI DI SOLIDIFICAZIONE UNIFORMEMENTE DISTRIBUITI E IN MAGGIOR NUMERO (CONSEQUENZA DI AVERE Te PIU' BASSA) ⇒ STRUTTURA PIU' FINE (⇒ PIU' RESISTENTE)

(4. MAGGIOR OMOCENITA' NELLE C. MECC.)

PER DARE UN'IDEA SULLE CARATTERISTICHE MECCANICHE:

Lega	T.T.	Composizione	Caratteristiche
AZ10A	F	Al 1,2% Zn 0,4% Mn 0,2%	$\sigma_f = 240 \text{ MPa}$, $\sigma_s = 145 \text{ MPa}$, A% = 10
AZ61A	F	Al 6% Zn 1%	$\sigma_f = 310 \text{ MPa}$, $\sigma_s = 230 \text{ MPa}$, A% = 16
AZ80A	T5	Al 8,5% Zn 0,5%	$\sigma_f = 380 \text{ MPa}$, $\sigma_s = 275 \text{ MPa}$, A% = 7
ZK60A	T5	Zn 5,5% Zr 0,45%	$\sigma_f = 365 \text{ MPa}$, $\sigma_s = 305 \text{ MPa}$, A% = 11

$\Rightarrow 145 < \sigma_{yMg} < 305 \text{ MPa}$ (IN LINEA
 $240 < \sigma_{RMg} < 380 \text{ MPa}$ DI MASSIMA)
 ALL' $< 20\%$.

LE LEGHE DI MAGNESIO HANNO CARATTERISTICHE ANALOGHE ALLE LEGHE DI ALLUMINIO DELLA SERIE 6000 MA SONO PIÙ LEGGERE.

SUBITO QUESTO TIPO DI TRASFORMAZIONE (DA SX A DX) (PERCHÉ È ELEVATO IL POT. NEG. DELL'ELETTO).
 ⇒ VIA VIA CHE IL VALORE DEL POTENZIALE SI AVVICINA A ZERO ~ DIVENTA MENO NEGATIVO, CIÒ È DIMINUISCE IL QUANTITATIVO DI ATOMI DELL'ELETTODO CHE SI DISSOCIANO SÌ DA ORIGINARNE NEGLI IONI E LASCIARE LA LORO CARICA ELETTRICA SULL'ELETTODO METALLICO.

SI INSTAURANO DUE EQUILIBRI:

$Li \rightleftharpoons Li^+ + e^-$ EQUILIBRIO CHIMICO (FUNZIONE DEL RAPPORTO DI CONCENTRAZIONE DEGLI IONI METALLICI $[Me^+]$ (IN QUESTO CASO Li^+) RISPETTO AL "CORPO DI FONDO" $[Me]$ $[Me^+]/[Me]$)

ΔV EQUILIBRIO ELETTRICO (CHE È PROPRIO LA DIFFERENZA DI POTENZIALE CHE SI INSTAURA, CHE ASSUME L'ELETTODO)

PER OTTENERE I VALORI NELLA SERIE ELETTOCHIMICA (DI POTENZIALE) È NECESSARIO CHE IL MATERIALE ANALIZZATO SIA MESSO IN NECESSITÀ A UN ALTRO MATERIALE.

MATERIALE DI RIFERIMENTO (PER TUTTI): IDROGENO → PER CONVENZIONE SI ASSUME A POTENZIALE (ΔV) ZERO. ⇒ VALORI RELATIVI

(UN RIFERIMENTO PRECEDENTE O SEGUE L'IDROGENO NELLA SERIE ELETTOCHIMICA)

COSA SUCCEDERE SE L'ELETTODO ASSUME POTENZIALE POSITIVO?

VUOL DIRE CHE LA REAZIONE ANDRÀ IN DIREZIONE OPPOSTA.

IL METALLO $[Me^+]$ DELLA SOLUZIONE NON PUÒ PREVENIRE e^- DALLA SOLUZIONE PERCHÉ NON CE NE SONO MA VIENRÀ ASSORBITO SULLA SUPERFICIE DELL'ELETTODO METALLICO PORTANDO LA SUA CARICA POSITIVA. E SARÀ TANTO PIÙ POSITIVA QUANTO MAGGIORE SARÀ IL NUMERO DI IONI $^+$ CHE DALLA SOLUZIONE PASSANO ALL'ELETTODO.

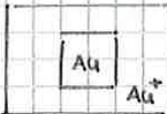
QUINDI, IL SIGNIFICATO NELLA SERIE ELETTOCHIMICA È AVVERE UN'INDICAZIONE DI MASSIMA SULL'EQUILIBRIO ELETTOCHIMICO CHE SI INSTAURA TRA UN METALLO E UNA SOLUZIONE CONTENENTE GLI IONI $^+$ DI QUEL METALLO, A UNA CERTA CONCENTRAZIONE BEN DEFINITA. L'EQUILIBRIO SI INSTAURA QUANDO LASCIAMO PASSARE UN PÒ DI TEMPO; AVVENGONO DELLE REAZIONI CHIMICHE E SI RAGGIUNGE UN CERTO POTENZIALE (ΔV). QUINDI C'È EQUILIBRIO TRA: CONCENTRAZIONE DI IONI $^+$ (CHE NON SARÀ PIÙ UNO NORMALE) E POTENZIALE ASSUNTO.

LA TABELLA SERIE ELETTOCHIMICA CI DA' DUE INFORMAZIONI IMPORTANTI:

CI FA CAPIRE QUALI SONO LE CONDIZIONI DI EQUILIBRIO PER I DIVERSI RIFERIMENTI METALLICI CON UNA SOLUZIONE CONTENENTE I SUOI STESSI IONI $^+$.

ESEMPIO: LITIO: POTENZIALE MOLTO BASSO: IL LITIO NON REAGISCE, NON SI CONSUMA, NON SI DISSOLVE, NON SI SCIOLGIE SE MESSO IN UNA SOLUZIONE CON PIÙ ELEVATA CONCENTRAZIONE DI IONI $^+$ LITIO

ESEMPIO: ORO ; SOLUZIONE SAUNA CON IONI⁺ ORO



⇒ DISSOLUZIONE MODESTA

IL MATERIALE RESISTE ALLA CORROSIONE

SE LA DISSOLUZIONE È PIÙ CONSISTENTE (RAPIDA), COME PER ESEMPIO NEL CASO DEL Mg, IL MATERIALE NON RESISTE ALLA CORROSIONE: PERCHÉ IN POCO TEMPO MOLTI ATOMI DI Mg DIVENTANO IONI Mg⁺; O SE NE VANNO VIA IN SOLUZIONE O SI FORMA DELL'OSSIDO DI Mg SULLA SUPERFICIE.

LA DISSOCIAZIONE È (QUASI) SEMPRE PRESENTE. È INFLUENZATA DAI SPECIE CHIMICA (ME E SOLUZ)

+ AMBIENTE

+ TEMPERATURA = MAGGIORE È LA T MAGGIORE È LA CINETICA CON CUI QUESTA DISSOCIAZIONE AVVIENE

+ SOLUZIONE: È SEMPRE LA STESSA A CONTATTO CON IL METALLO OPPURE SI RINNOVA?

ESEMPIO: CIRCUITI DI RAFFREDDAMENTO NELLE AUTO: LA SOLUZIONE ACQUOSA CONTINUA A CIRCOLARE TRA MOTORE E RADIATORE; È SEMPRE LA STESSA! QUINDI ALL'INIZIO CI SARÀ UNA CERTA DISSOLUZIONE DEGLI OGGETTI A CONTATTO CON LA SOLUZIONE; SI RAGGIUNGE L'EQUILIBRIO CHIMICO + ELETTRICO TRA SOLUZIONE E ME ⇒ LA DISSOLUZIONE SI FERMA. (CONTROESEMPIO: SCAMBIATORE DI CALORE CONTINUAMENTE INVESTITO DA UN FLUSSO DI ACQUA DI FIUME; QUINDI SI RINNOVA COSTANTEMENTE ⇒ LA DISSOLUZIONE CONTINUA; PERCHÉ ADDESSO SEMPRE UNA DISSOLUZIONE NUOVA)

ZINCO (Zn): LATO ANODICO: NON È RESISTENTE ALLA CORROSIONE

ZINCATURA: È CORRENTEMENTE UTILIZZATA PER PROTEGGERE ELEMENTI METALLICI BASE FERRO. ACCIAIO + RIVESTIMENTO DI ZINCO. LO ZINCO PROTEGGE L'ACCIAIO SCIUGLIENDOSI.

ALLUMINIO (Al): LATO ANODICO; NON AVREMO DETTO CHE È RESISTENTE ALLA CORROSIONE?

SI, MA IN ACQUA DI MARE NO.

CI SONO TRE TIPI DI CORROSIONE:

- CORROSIONE UMIDA
- CORROSIONE A CALDO (⇒ ATMOSFERE PROTETTIVE)

IL RAME (Cu) NON SI DISSOLGIE: È PROTETTO DAGLI e^- CHE MANDA VIA.

LA CONCENTRAZIONE DELLA DISSOLUZIONE DELLA SOLUZIONE AVVIENE PROPRIO NELL'ELEMENTO PIÙ ELETTROPOSITIVO. LA DISSOLUZIONE CONTINUERÀ FINCHÉ CI SARÀ QUESTO ELEMENTO.

ABBIAMO DUE ELEMENTI: UNO ELETTROPOSITIVO E UNO ELETTRONEGATIVO. QUELLO ELETTRONEGATIVO AGISCE DA ANODO, SOSTANZA SACRIFICALE, LA SOSTANZA CHE SI SCIOLGIE

COSA POSSIAMO FARE QUANDO DOBBIAMO UNIRE PER LA CHIOMATURA DELLE PIASTRE DI RAME? CHIODI DI RAME? POTREBBE ESSERE UNA SOLUZIONE NON FORSE PER LE MEDIOCRE CARITÀ.

MUCC. DEL RAME. QUI IL PROBLEMA È IL CONTATTO ELETTROICO, PER CUI SE METTIAMO UN ISOLANTE (PER ES. DI MATERIALE POLIMERICO) OVVIAMO IL PROBLEMA.

→ IL CHIODO DI ACCIAIO SI CARICA NEGATIVAMENTE E GLI e^- RIMANGONO SUL CATODO; QUINDI ESSO POTRÀ RAGGIUNGERE UN POTENZIALE DI ELETTRODO PARI A QUELLO DI EQUILIBRIO ($-0.44V$) ⇒ INIZIA A DISSOLVERSI E POI SI FERMA.

LA DISSOLUZIONE SI MANIFESTA ANCHÉ NON SI RAGGIUNGE L'EQUILIBRIO.

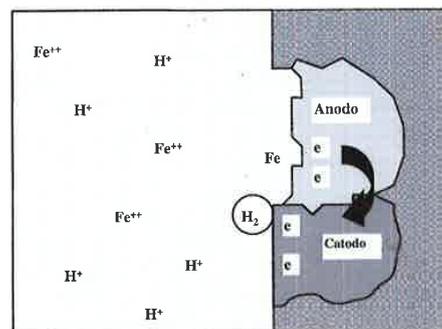
CHI FA DA ANODO? L'ELEMENTO CHE HA POTENZIALE DI ELETTRODO NEGATIVO PIÙ SIGNIFICATIVO.

LEGHE METALLICHE CON SITUAZIONE BIFASICA

(VIDEOLEZIONE 30)

CORROSIONE GALVANICA: È ASSOCIATA AL DIFFERENTE POTENZIALE ELETTROCHIMICO DI EQUILIBRIO CHE DUE DIVERSE LEGHE POSSONO ASSUMERE TRA DI LORO PER RAGGIUNGERE UNA CONDIZIONE DI EQUILIBRIO.

SE ABBIAMO UN ACCIAIO BIFASICO, OGNI FASE HA UN SUO POTENZIALE ELETTROCHIMICO: UNA FASE AVRÀ COMPORTAMENTO ANODICO E L'ALTRA COMPORTAMENTO CATTODICO; LA PRIMA SI SCIOLGIERÀ E GLI e^- CHE LASCELA POTRANNO SVILUPPARI NELLO AMBIENTE CIRCOSTANTE. SE L'AMBIENTE È ACIDO SI FORMERANNO BOLLE DI H_2 CHE PORTERANNO VIA GLI e^- IMPEDENDO IL RAGGIUNGIMENTO DELL'EQUILIBRIO. POSSIAMO OVVIARE QUESTO PROBLEMA FACENDO UN RIVESTIMENTO MONOFASICO SUPERFICIALE CHE EVITI CHE SI VERIFICHINO CORROSIONE GALVANICA INTRINSECAMENTE NEL COMPONENTE.



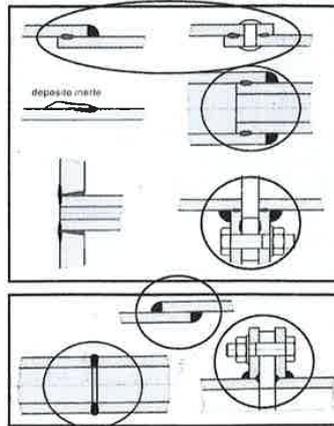
Corrosione localizzata in una zona anodica e sviluppo di idrogeno nella zona catodica in un acciaio bifasico.

CORROSIONE INTERSTIZIALE (CREVICE)

Corrosione interstiziale indotta da montaggio o da giunzione fatta male, o per la presenza di materiale su superfici in acciaio inox.



Alcuni esempi di montaggio e giunzioni ben fatte con acciai inossidabili, per evitare la corrosione interstiziale.

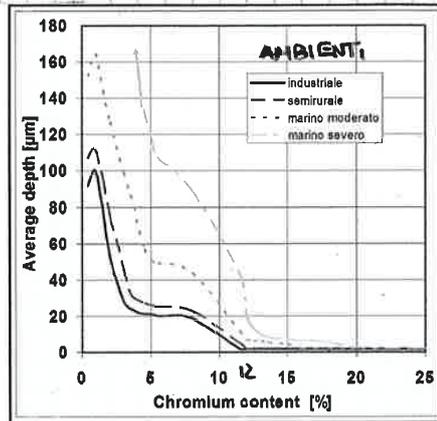


GIUNZIONI DI MATERIALI DIVERSI

→ SALDANDO OPPORTUNAMENTE NON CREIAMO INTERSTIZI DOVE PUO' ENTRARE LA SOLUZIONE.

ACCIAI INOSSIDABILI

La resistenza alla corrosione degli acciai è indotta principalmente dalla sua composizione chimica (contenuto di Cr), dalla temperatura operativa e dalle condizioni ambientali.



↑ PROFONDITA' MEDIA DI CORROSIONE (µm)

→ CONT. DI CROMO (CR) : ELEM. LEGANTE

12 CROMO (CR) PER GLI ACCIAI E' L'ELEMENTO PRINCIPALE PER GARANTIRE RESISTENZA ALLA CORROSIONE. E I VALORI SONO:

1% CR NON HA BENEFICI AL FINI DELLA R. ALLA CORROSIONE; VA BENE PER LA TEMPERABILITA'.

3-4% CR OTTIMO VALORE PER LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE IN AMBIENTI NON PARTICOLARMENTE AGGRESSIVI.

5-8% NON UTILIZZATI; 4%, 8% STESSA RESISTENZA. (12 CR COSTA!)

12% CR VALORE MOLTO IMPORTANTE

18% CR VALORE MOLTO IMPORTANTE (MAI DESTO 18-8 OPPURE 304 (NORM. STATION.) (CUCCHIAI, FORCHIERE)

IN ITALIA SI PARLA DI ACCIAIO INOX SE ABBIAMO ALMENO IL 12% CR (IN ALTRI PAESI IL 10,5%)

PERCHE' IL CR GARANTISCE RESISTENZA ALLA CORROSIONE?

Il 80% degli acciai inox prodotti al mondo sono austenitici. Di questo 80% circa il 90% sono 304 o 316. Poi ci sono un'altra 30 di tipologie di inox austenitici prodotti in bassa quantità.

10-12% sono acciai inox ferritici

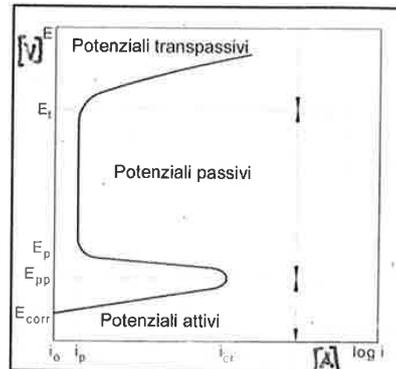
3-4% sono acciai inox martensitici

1-2% sono acciai inox particolari (per fini specifici)

CURVA DI POLARIZZAZIONE

Esempio qualitativo di una curva di polarizzazione anodica per l'acciaio inox AISI 304 in una soluzione di acido solforico.

Nel grafico si evidenziano i campi di potenziale attivi, passivi e trans-passivi.



SI PRENDE UN COMPONENTE;

SI METTE IN UNA CELLA ELETTROCHIMICA;

SI INDUCE SUL COMPONENTE UN CERTO

POTENZIALE. [RAMPA DI POTENZIALE]

→ POI MISURIAMO LA CORRENTE CHE

PRODUZIONE (FUNZIONE DEGLI e^- PRESENTI

SUL MATERIALE; FUNZIONE A SOLA VOLTA

DI QUANTO ME, DIVENTA Me^+ , IONI).

PER UN CERTO VALORE DI POTENZIALE AVREMO UNA CERTA CORRENTE E QUINDI UNA CERTA DISSOLUZIONE. UNA PARTE DEGLI IONI $Fe + Cr$ (NEL CASO DI ACCIAIO INOX)

DARANNO ORIGINE A UNO STRATO PASSIVATO DI OSSIDI. QUANDO QUESTO SI E' FORMATO, ANCHE SAVEDO DI POTENZIALE, LA DISSOLUZIONE NON CONTINUA; LE CORRENTI (i) MISURATE SCENDONO.

SALENDO ULTERIORMENTE LE CORRENTI RIMANGONO COMUNQUE BASSE (MAI NULLE).

PER POTENZIALI MOLTO ALTI (TRANSPASSIVI) ABBIAMO MOLTI e^- ALL'INTERNO DEL MATERIALE: QUESTI SEMPRE VANNO VIA REAGENDO CON L'IDROGENO.

[NON E' UNA CARATTERISTICA DEL MATERIALE. ABBIAMO FORZATO APPLICANDO UN POTENZIALE MOLTO ALTI]

CONDUTTIVITÀ ELETTRICA E TERMICA RELATIVE DI METALLI COMMERCIALMENTE PURI (A 20°C)

SI PRENDE COME RIFERIMENTO IL RAME (Cu) : 100 - 100

Metal	Relative electrical conductivity (copper = 100)	Relative thermal conductivity (copper = 100)
Silver	106	109
Copper	100	100
Gold	72	76
Aluminium	62	56
Magnesium	39	41
Zinc	29	29
Nickel	25	15
Cadmium	23	24
Cobalt	18	17
Iron	17	17
Steel	13-17	13-17
Platinum	16	18
Tin	15	17
Lead	8	9
Antimony	4.5	5

ARGENTO : 6% - 8% IN PIÙ RISPETTO AL RAME (Cu)

ALLUMINIO : IN RAPPORTO AL PESO, HA UNA CONDUCTIBILITÀ PIÙ ALTA.

IL RAME E LE SUE LEGHE

Famiglia	Elementi leganti	Solubilità at. % (S. MASSIMA)
Brasses	Zinc (Zn)	37
Phosphor bronze	Tin (Sn)	9
Al bronze	Aluminium (Al)	19
Si bronze	Silicon (Si)	8
Cu-Ni, Ni-Ag	Nickel (Ni)	100

OTTONI

Cu + 37% Zn (ATOMICO)

RETICOLO FCC

BRONZI

Cu + 9% Sn (VIENE AGGIUNTO ANCHE P)

Cu + 19% Al

Cu + 8% Si

IL P CONFERISCE BUONE CARATTERISTICHE DI SOSSABILITÀ (ELIMINA L'EVENTUALE OSSIGENO) E FAVORISCE LA FLUIDITÀ DELLA LEGA.

Cu-Ni / Ni-Ag

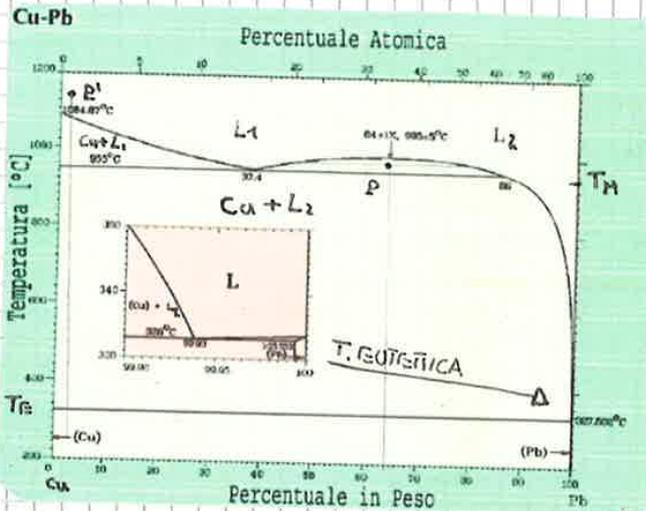
SOLUBILITÀ DEL Ni NEL Cu = 100%.

IL Ni È FCC ⇒ SE MISCELIAMO Cu (FCC) CON Ni (FCC)

OBTENIAMO UNA SOLUBILITÀ COMPLETA

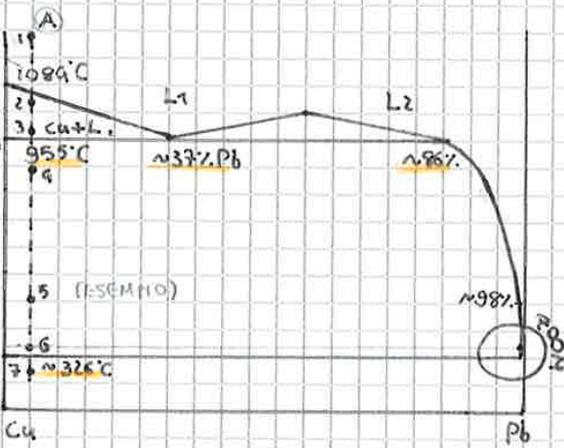
- LEGANTI IN SOLUZIONE SOLIDA = Zn, Sn, Al, Si, Ni
QUESTI RAFFORZANO IL MATERIALE (IN SEGUITO A SOSTITUZIONE NEL RETICOLO CRISTALLINO)
- CI SONO ANCHE ALTRI ELEMENTI LEGANTI CHE PERMETTONO DI OTTENERE DELLE LEGHE INDEFORMABILI PER INVECCHIAMENTO: Be, Zr, Cr
OBTENIAMO DELLE LEGHE CHE POSSONO ESSERE SOLUBILIZZATE, TEMPERATE E SOTTOPOSTE A TRATTAMENTO T DI INVECCHIAMENTO CON INCREMENTO DI CAPACITÀ MECCANICHE.
(ANALOGAMENTE ANCHE LEGHE DI Al E ANCHE LEGHE DI Mg)
- CI SONO ANCHE LEGHE CON ALL'INTERNO ELEMENTI LEGANTI INSOLUBILI (PIOMBO, TELURIO, SELENIO)
NON SI SCIOLGONO (AVEVAMO VISTO Al-Si : IL Si SI SCIOLGUE (POCO) NELL'Al; Al NON SI SCIOLGUE NEL Si)

DIAGRAMMA DI FASE = Cu-Pb (GIÀ PIÙ IMPORTANTE ← DA SAPPERE!) (VIDEOLEZIONE 32)



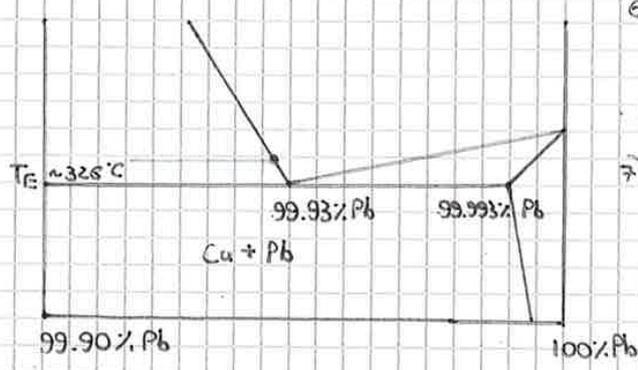
TRASFORMAZIONE MONOTETTICA

P = ABBIAMO DUE UQUINI DI DIVERSA COMPOSIZIONE
 IN REALTÀ SI USANO TENDRI DELL' 1:2% Pb (P')



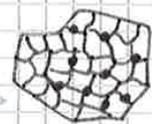
- A) $Cu + 1\% Pb$
- 3): % SOLIDO (Cu) = $\frac{(37-1)}{(37-0)} \cdot 100 \cong 97\%$
 % L₃₇ $\cong 3\%$
- T_M: L₃₇ → Cu + L₈₆ (+ 97% Cu SOLIDO)
- 4): (h_pT = 950°C): % SOLIDO (Cu) = $\frac{(86-1)}{(86-0)} \cdot 100 \cong 98.6\%$
 % L₈₆ $\cong 1.4\%$
- 5): (h_pT = 500°C): % SOLIDO (Cu) = $\frac{(98-1)}{(98-0)} \cdot 100 \cong 99\%$
 % L₉₈ $\cong 1\%$

ZOOM



- 6): (h_pT = 330°C): % SOLIDO (Cu) = $\frac{(99.93-1)}{(99.93-0)} \cdot 100 \cong 99\%$
 % L_{99.93} $\cong 1\%$
- ⇒ A T_E ABBIAMO GOCCELINE DI Pb (QUASI PURO)
- 7: PER T_E QUESTO LIQUIDO (99.93% Pb) SOLIDIFICA

PERCHÉ UTILIZZARE QUESTO ELEMENTO (Pb) INSOLUBILE? →



→ L'UTILIZZO DI UN ELEMENTO INSOLUBILE, QUALE IL Pb, FAVORISCE LA TRUCCIOLABILITÀ
 LA PRESENZA DI UNA CERTA FRAZIONE DI MATERIALE DIFFERENTE (MENO RESISTENTE) PORTA
 ALLA ROTURA DEL TRUCIOLO; AUMENTA LA LAVORABILITÀ ALLE MACCHINE UTENSILI AUTOMATICHE.

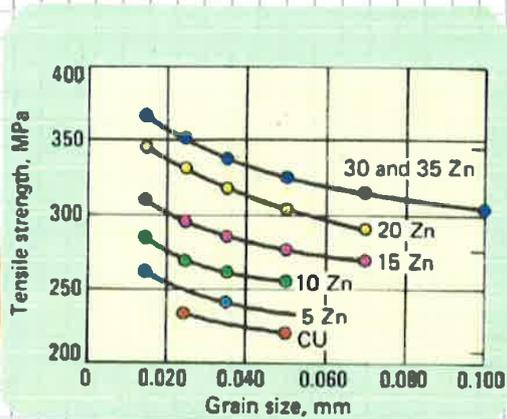
OTTONI

I° TITOLO : $Zn < 32\%$

II° TITOLO : $Zn \geq 32\%$

→ SOSTANZIALMENTE GLI OTTONI (LE LEGHE CU-Zn) SONO LEGHE DA DEFORMAZIONE PLASTICA.

DIMENSIONE DEL GRANO - RESISTENZA A TRAZIONE

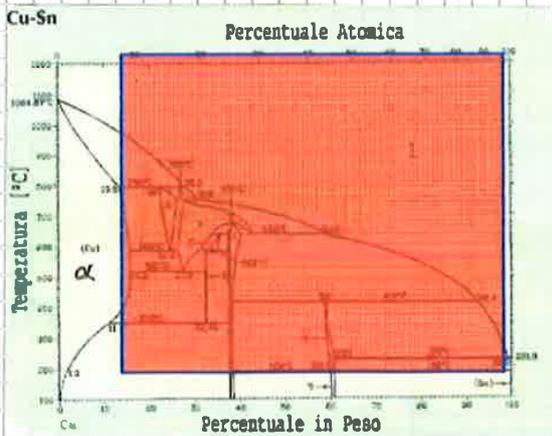


VEDIAMO ORA LE LEGHE DA GETTO BASE CU

L'ELEMENTO LEGANTE PRINCIPALE NEL CASO DI LEGHE DA GETTO BASE CU È LO SM

DIAGRAMMA DI STATO Cu-Sn

(BRONZI)

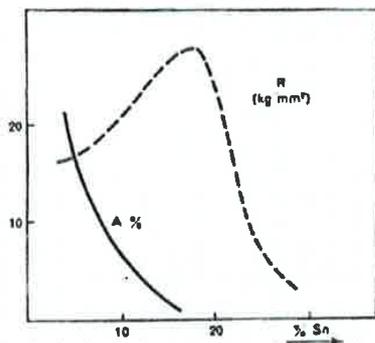


NON UTILIZZIAMO TENORI SUPERIORI AL 10% SM PERCHÉ LE FASI CHE OTTIENIAMO (AD ALTA O BASSA T) SONO SEMPRE FASI CHE NON DANNO BUONE CARATTERISTICHE

MECCANICHE

OTTENIAMO UNA SOLUZIONE SOLIDA α CHE È CU-Sn: SCENDENDO DI T LA SOLUBILITÀ NELLO SM DIMINUISCE A VALORI MOLTO BASSI, DANDO LA PRECIPITAZIONE DI UNA SECONDA FASE.

PROPRIETÀ MECCANICHE Cu-Sn



SOLUBILITÀ MASSIMA DI SM : 8-9-10% (NON DI PIÙ) GIÀ CON 10% SM ALL'1% ROTURA ~10% VALORE AL LIMITE PER GARANTIRE SICUREZZA DI UN COMP. MECCANICO. (RICORDA: MANTENISSE ALL'1% ADDIZIONE ~4% : NON LO OTTIENIAMO QUASI MAI, ECCETTO NEI COMP. CEMENTATI MA IN CUI NE ABBIAMO UNO STRATO SOTTILE, NEI COMP. INDURITI SUPERFICIALMENTE; MA IN TUTTI GLI ALTRI CASI NO!!)

⇒ 8-9% LIMITE NELL'UTILIZZO DELLO SM.

LEGHE DI TITANIO

(VIRGOLEZIONE 33)

TITANIO - CARATTERISTICHE GENERALI (Ti)

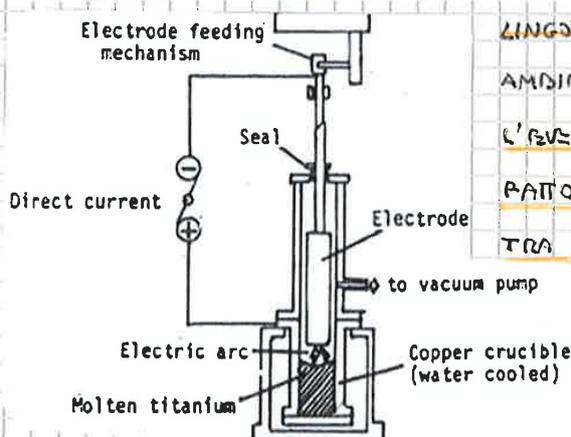
- CRISTALLIZZA NEL SISTEMA ECC A BASSA T ($< 882,5^{\circ}\text{C}$)
 - CRISTALLIZZA NEL SISTEMA CCC A T SUPERIORE (DA $882,5^{\circ}\text{C}$ FINO A 1668°C)
 - LA TEMPERATURA DI FUSIONE E' DI 1668°C
 - DENSITA' (MASSA VOLUMICA) = $4,507 \text{ kg/m}^3$ ($1/2 \text{ Al Cu}$) (LEGGERO)
 - MODULO ELASTICO $E = 103 \text{ GPa}$
 - HA UN COEFF. DI CONDUCEBILITA' TERMICA DI $8 \div 16 \text{ [W/m}\cdot\text{K]}$
 - HA UN COEFF. DI DILATAZIONE TERMICA DI $9 \div 11 \text{ [mm/m}\cdot\text{C]}$
 - HA ELEVATA RESISTENZA ALLA CORROSIONE (PASSIVAZIONE)
- ANCHE IN AMBIENTE MARINO (A DIFFERENZA DELL' ALLUMINIO) E' UNA VALIDA OPZIONE AGLI ACCIAI INOX.

LA PRODUZIONE DEL TITANIO

E' SEMPRE STATA MOLTO DIFFICILE.

- $\sigma_y \approx 1500 \text{ MPa}$
- $T_{\text{max}} = 550^{\circ}\text{C}$
utilizzato

- Si parte da spugna di titanio o da scarti di lavorazione o rottami.
- Le impurezze più importanti sono costituite dai duri, fragili e refrattari ossidi, nitruri e ossinitruri di titanio, che agiscono come iniziatori di cricca.
- La spugna di titanio viene ottenuta clorurando il minerale, comunemente rutilo, e, successivamente, riducendo il cloruro (TiCl_4) con sodio o magnesio metallici. Un successivo lavaggio con acido permette di eliminare il sottoprodotto NaCl .
- Il lingotto finito deve essere sottoposto a doppia o tripla fusione sotto vuoto per ottenere un accettabile grado di omogeneità e purezza.
- Nel prodotto finale risulta molto importante il controllo della microstruttura e delle segregazioni che, per alcune applicazioni aerospaziali, non sono ammesse.



LINGOTTO DI SPUGNA DI TITANIO : COSTITUISCE IN UN AMBIENTE SOTTOVUOTO (TOGLIAMO OSSIGENO E AZOTO)

L'ELETTRODO DI UN IMPIANTO TAVE PER CUI VIENE FATTO SOCCORRE UN ARCO DI CORRENTE ELETTRICA TRA L'ELETTRODO E LA BASE DEL CROGILLO;

L'ELETTRODO FONDE (LA SPUGNA DI Ti FONDE) E

OBTENIAMO UN LIQUIDO CHE VA A DEPOSITARSI

SUL FONDO. QUESTO LIQUIDO A SUA VOLTA SOLIDI

FICA DANDO ORIGINE AL LINGOTTO.

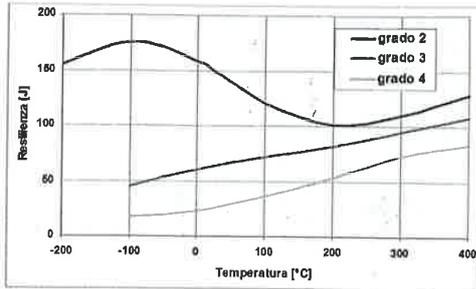
IL Ti VIENE UTILIZZATO SOPRATTUTTO IN CAMPO AERONAUTICO \leftrightarrow MINIMO SONO SEMPRE PREVISTE

DUE RIFUSIONI \Rightarrow QUANTITATIVO DI ENERGIA ELETTRICA IN GIOCO PER FONDERE IL MATERIALE E'

NOTREVOLMENTE PRELEVATA.

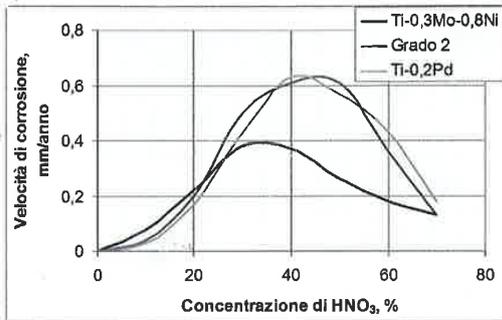
CARATTERISTICHE DI RESILIENZA

ANDAMENTO DELLA RESILIENZA PER DIVERSE TIPOLOGIE DI LEGHE DI TITANIO CON DIVERSI TENORI DI OSSIGENO



RESISTENZA ALLA CORROSIONE

ANDAMENTO DELLA RESISTENZA ALLA CORROSIONE IN FUNZIONE DELLA CONCENTRAZIONE DI ACIDO NITRICO PER TRE TIPOLOGIE DI LEGHE DI TITANIO



LA PRESENZA DI MO E NI INNALZA LE CARATTERISTICHE DI PASSIVAZIONE CHE IL TI DI PER SE HA

CLASSIFICAZIONE

CAMBIA LA QUANTITÀ DI OSSIGENO PRESENTE, PRINCIPALMENTE; CI SONO ANCHE ALTRE IMPUREZZE CHE POSSONO ENTRARE IN SOLUZIONE SOLIDA: AD ES. ATOMI DI O, C, N; POSSONO ENTRARE NEL TI IN SOLUZIONE SOSTITUTIVA/INTERSTIZIALE. L'OSSIGENO DIVENTA L'ELEMENTO DI RIFERIMENTO → OSSIGENO EQUIVALENTE (TIENE IN CONSIDERAZIONE ANCHE DELLA PRESENZA N, C)

IN GENERALE:

MAGGIOR TENORE DI OSSIGENO EQ.:

⇒ MAGGIORI CARATTERISTICHE MECC.

MINORE LA RESILIENZA

MINORE TENORE DI OSSIGENO EQ.:

⇒ PIÙ BASSE CARATT. MECC.

MAGGIORE LA RESILIENZA

CATEGORIA

Grado 1	Titanio puro, ossigeno basso
Grado 2	Titanio puro, ossigeno standard
Grado 3	Titanio puro, ossigeno medio
Grado 4	Titanio puro, ossigeno alto
Grado 5	Lega (Al 6%, V 4%) IMPORTANTE
Grado 6	Lega (Al 5%, Sn 2,5%)
Grado 7	Titanio puro più 0,12+0,25% Pd, ossigeno standard
Grado 8	-----
Grado 9	Lega (Al 3%, V 2,5%)
Grado 10	-----
Grado 11	Titanio puro più 0,12+0,25% Pd, ossigeno basso
Grado 12	Lega (Mo 0,3%, Ni 0,8%)
Grado 13	Lega (Ni 0,5%, Ru 0,05%), ossigeno bassissimo
Grado 14	Lega (Ni 0,5%, Ru 0,05%) ossigeno basso
Grado 15	Lega (Ni 0,5%, Ru 0,05%) ossigeno standard

CATEGORIA

Grado 16	Titanio puro più 0,04+0,08% Pd, ossigeno standard
Grado 17	Titanio puro più 0,04+0,08% Pd, ossigeno basso
Grado 18	Lega (Al 3%, V 2,5%) + 0,04+0,08% Pd
Grado 19	Lega (Al 3%, V 8%, Cr 6%, Zr 4%, Mo 4%) + 0,04+0,08% Pd
Grado 20	Lega (Al 3%, V 8%, Cr 6%, Zr 4%, Mo 4%) + 0,04+0,08% Pd
Grado 21	Lega (Mo 15%, Al 3%, Nb 2,7%, Si 0,25%)
Grado 22	-----
Grado 23	Lega (Al 6%, V 4%) ELI CLASSI IMPUREZZE INTERSTIZIALI
Grado 24	Lega (Al 6%, V 4%) + 0,04+0,08% Pd
Grado 25	Lega (Al 6%, V 4%) + Ni 0,3+0,8%, 0,04+0,08% Pd
Grado 26	Titanio puro + 0,08+0,14% Ru
Grado 27	Titanio puro + 0,08+0,14% Ru
Grado 28	Lega (Al 3%, V 2,5%) + 0,08+0,14% Ru
Grado 29	Lega (Al 6%, V 4%) ELI + 0,08+0,14% Ru
Grado 30	Titanio puro + Co 0,20+0,80%, 0,04+0,08% Pd

NOTE

RIGIDEZZA : LA SOLLECITAZIONE ESTERNA È UN CARICO A CUI IL MATERIALE

(IL CONTRARIO
DI RIGIDO È)
FLESSIBILE)

RISPONDE CON UNA DEFORMAZIONE ELASTICA, È QUINDI UNA
PROPRIETÀ CHE SI MANIFESTA IN CAMPO ELASTICO (CIÒ È
NELL'AMBITO DELLE SOLLECITAZIONI REVERSIBILI)

LA RIGIDEZZA È QUINDI LA RESISTENZA A UNA SOLL. ESTERNA

TRAZIONE
FLESSIONE
TORSIONE

DUREZZA : È LA RISPOSTA DEL MATERIALE ALLA SOLLECITAZIONE DI INDENTAZIONE

(IL CONTRARIO
DI DURO È)
TENERO)

PRENDO UNA PUNTA, METTO UN CARICO SULLA PUNTA E SCALFISCO
IL MATERIALE

TENACITÀ : È UNA MISURA DELLA QUANTITÀ DI ENERGIA CHE UN MATERIALE È

IN GRADO DI ASSORBIRE PRIMA DI GIUNGERE A ROTTURA

RESILLENZA : È UNA MISURA DELLA QUANTITÀ DI ENERGIA CHE UN MATERIALE È

IN GRADO DI ASSORBIRE PRIMA DI GIUNGERE A ROTTURA PER URTO.

• DIAGRAMMI DI STATO CON SOLUZIONI SOLIDE INTERMEDIE : CI SONO SOLUZIONI SOLIDE CHE SI TROVANO DENTRO IL DIAGRAMMA DI STATO CHE NON PRESENTANO NE' LA STRUTTURA DI A NE' LA STRUTTURA DI B ; HANNO UNA LORO STRUTTURA PARTICOLARE CHE, PER UN CERTO INTERVALLO DI T E DI COMPOSIZIONE, E' LA STRUTTURA CRISTALLINA CON CUI A E B SI COMBINANO MEGLIO, CIOE' RAGGIUNGONO IL MINIMO DI ENERGIA LIBERA. (ES: α, β !)

• COMPOSTO = E' UNA FASE IN CUI IL RAPPORTO STECHIOMETRICO TRA I ATOMI (TRA...) ELEMENTI E' FISSO (FORMULA CHIMICA BEN DEFINITA : NON CAMBIA)

- COMPOSTI INTERMETALLICI : SE GLI ELEMENTI SONO METALLI

- COMPOSTI CON ELEMENTI INTERSTIZIALI : CONTENGONO METALLI + ATOMI DI PICCOLE DIMENSIONI (H, C, N, B) IN POSIZIONE INTERSTIZIALI ; PRESENTANO ALCUNE CARATTERISTICHE DEI METALLI, QUALI LUCENTEZZA E CONDUITIVITA MA PRESENTANO LEGAME COVALENTE (ALTO P.D. DI FUS + DUREZZA) (Ti, Zr, Nb, Ta → CARBURI NITRURI)

• SOLUBILITA' NOLLA : MISCIBILI ALLO STATO LIQUIDO, IMMISCIABILI ALLO STATO SOLIDO

• TRASFORMAZIONE MONOTETICA : ESISTE UN CAMPO BIFASICO $L_1 + L_2$

• TR. INVARIANTI = TR. CHE PREVEDONO UN'ORIZZONTALE NELL'IS.

• DIAGRAMMA Fe-C

FORME AUXILIARICHE DEL FERRO

$T_{OS} = 1538^\circ C$ $1536^\circ C$

$d = 7.84 \text{ g/cm}^3$

$T_A \rightarrow 910/912^\circ C$: FERRITE α : CCC

$910/912^\circ C \rightarrow 1394^\circ C$: AUSTENITE γ : FCC

$1394 \rightarrow 1538^\circ C$: FERRITE δ : CCC

FASI PRINCIPALI

FASE α (FERRO QUASI PURO OILIO)

FASE γ (SOLC. SOLIDA Fe-C; $\gamma_C = 2.11$)

FASE δ

CEMENTITE Fe_3C

GRAFITE C (STR. ESAG.)

COSTITUENTI METALLOGRAFICI

FASI PRINCIPALI (28% - 12%)

PERLITE = $\alpha + Fe_3C$

LEDEBURITE = $\gamma + Fe_3C$

TRASFORMAZIONI DI STATO

EUTETOIDICA : $723^\circ C$: $\gamma \leftrightarrow \alpha + Fe_3C$ $727^\circ C$ 0,77

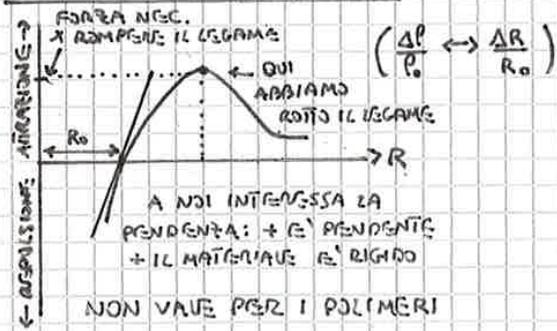
EUTETICA : $1147/1148^\circ C$: $L \leftrightarrow \gamma + Fe_3C$ $1148^\circ C$

PERITETICA : $1493^\circ C$: $\delta + L \leftrightarrow \gamma$ $1495^\circ C$

• LA TRASFORMAZIONE PLASTICA, A LIVELLO ATOMICO, SI PRESENTA COME UNA SUCCESSIONE DI SPOSTAMENTI ALL'INTERNO DEL CRISTALLO

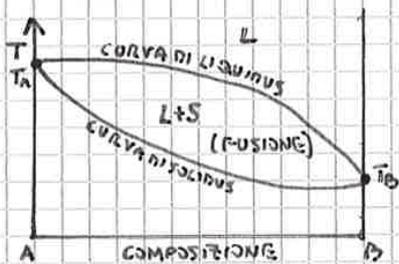
GRAFICI, DIAGRAMMI DI STATO E DISEGNI SCHEMATICI

CURVA DI CONDON-MORSE

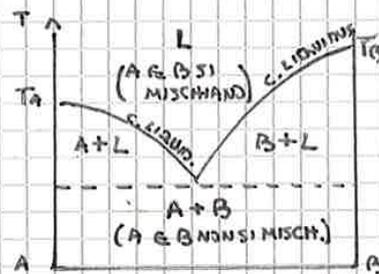


1) DIAGRAMMI DI STATO

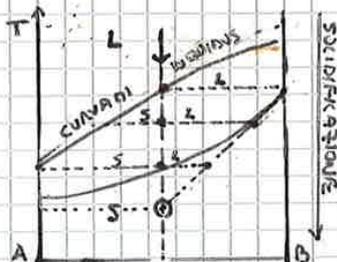
1) DS: MISCIABILITA' ILLIMITATA



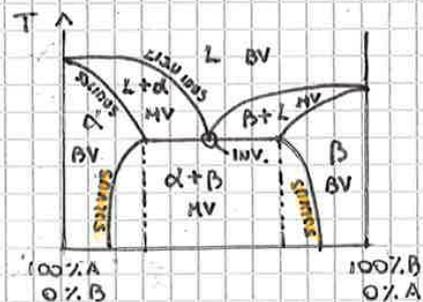
3) DS: SOLUBILITA' NULLA



2) DS: RAPIDA SOLIDIFICAZIONE - LINEA "DEAFUS"



4) DS: A LIMITE DI SOLUBILITA'



CORROSIONE DEI METALLI

- QUANDO ANALIZZIAMO UN MATERIALE DOBBIAMO METTERLO IN RIFERIMENTO A UN ALTRO MATERIALE.
- IL MATERIALE DI RIFERIMENTO PER TUTTI È L'IDROGENO C.M.E., PER CONVENZIONE, SI ASSUME A POTENZIALE NULLO.
- UN RIFERIMENTO PRECEDERE O SEGUIRE L'IDROGENO NELLA SERIE ELETTROCHIMICA.

SERIE ELETTROCHIMICA [RIF. A H]

CI DA ALCUNE INFORMAZIONI:

EQUILIBRIO CHIMICO : CI DICE IL VERSO DELLA REAZIONE (AD ES: $Li \rightarrow Li^+ + e^-$)

EQUILIBRIO ELETTRICO : CI DICE QUAL'È IL POTENZIALE (ΔV) CHE ASSUME L'ELETTRODO

$\Delta V (-)$ \Rightarrow IL ME SI DISSOCIA IN Me^+ CHE VANNO AD AUMENTARE LA CONCENTRAZIONE NELLA SOLUZIONE (INIZIALMENTE UNO NORMALE) LASCIANDO SULL'ELETTRODO e^- .

$Me \rightarrow Me^+ + e^-$. TANTO MAGGIORE È ΔV TANTI PIÙ ATOMI SUBIRANNO QUESTA REAZ.

$\Delta V (+)$ \Rightarrow ALCUNI IONI Me^+ DELLA SOLUZIONE VENGONO ASSORBITI DALL'ELETTRODO.

\rightarrow VALUTIAMO COSA SUCCEDERÀ METTENDO IN CONTATTO (SENZA INTERPORRE L'IDROGENO)

UN ELEMENTO ME NELLA SUA SOLUZIONE, CON UN ALTRO ELEMENTO ME NELLA SUA SOLUZIONE, SEPARATI DA UN SETTO POROSO. (CELLA ELETTROCHIMICA)

- CHIUDIAMO IL CIRCUITO;

- SI INSTAURA UNA DIFFERENZA DI POTENZIALE ΔV , DATA DALLA DISTANZA DEI RISPETTIVI POTENZIALI NELLA SERIE ELETTROCHIMICA

SERIE GALVANICA IN (ESEMPIO) ACQUA DI MARE

(\rightarrow SINCATURA)

LATO ANODICO

$Me \rightarrow Me^+ \Rightarrow$ (DISSOLUZIONE) \rightarrow CORROSIONE

$\left\{ \begin{array}{l} \rightarrow \text{UMIDA} \\ \rightarrow \text{A CALDO} \end{array} \right.$

LATO CATTODICO

NO DISSOLUZIONE

ACQUA DI MARE	LATO ANODICO
	Mg
	Zn
	Al
	...
	Ti
Ag	
Au	
Pt	
LATO CATTODICO	

LA DISSOLUZIONE È FUNZIONE DI:

- AMBIENTE
- TEMPERATURA : MAGGIORE È T MAGGIORE È LA CINETICA DELLA DISSOLUZIONE
- SOLUZIONE $\left\{ \begin{array}{l} \text{NON SI RINNOVA : A UN CERTO PUNTO LA DISSOLUZIONE CESSA} \\ \text{SI RINNOVA : LA DISSOLUZIONE NON CESSA. ES: SCAMBIATORE} \\ \text{DI CALORE CONTINUAMENTE INNESTITO DA UN FLUSSO DI ACQUA (FIUME)} \end{array} \right.$

CHI FA DA ANODO? L'ELEMENTO CHE HA POTENZIALE DI ELETTRODO NEGATIVO PIÙ SIGNIFICATIVO

VAIOLATURA (PITTING)

VAIOLO = MICROCAVERNE; LA SOLUZIONE ENTRA DENTRO E RAGGIUNGE VALORI DI PH CHE PRIMA ERANO NEUTRI, ACIDI (PH<7) => INCREMENTA LA DISSOLUZIONE IN MODO LOCALIZZATO. GLI e^- TEORICAMENTE DOVREBBERO ANDARSI VIA OMOGENEAMENTE IN TUTTA LA PIASTRA. DI FATTO GENERANO UN'AREA CON UN MAGGIOR TENDERE DI e^- NELLA ZONA CIRCOSTANTE IL VAIOLO. QUESTA AREA RAGGIUNGE POTENZIALE POSITIVO (AREA CATTODICA); PER CUI LA DISSOLUZIONE PROSEGUE IN PROFONDITA' (L'AREA CATTODICA NON SI DISSOLVE)

- CI SONO MATERIALI CHE MANIFESTANO SOPRATTUTTO QUESTO COMPORTAMENTO;
- E CI SONO SOLUZIONI CHE IN PARTICOLARE FANNO SI' CHE SI MANIFESTI QUESTO TIPO DI CORROSIONE PER VAIOLATURA E SONO AMBIENTI CONTENENTI CLORURI (Cl⁻).

CORROSIONE INTERSTIZIALE (CREVICE)

GIUNZIONI DI MATERIALI DIVERSI FATTE MALE PORTANO ALLA CORROSIONE INTERSTIZIALE.

-> SALVANDO OPPORTUNAMENTE NON GENERIAMO INTERSTIZI DOVE PUO' ENTRARE LA SOLUZIONE

ACCIAI INOSSIDABILI

PER GLI ACCIAI, IL CROMO (CR) E' L'ELEMENTO LEGANTE PRINCIPALE PER GARANTIRE RESISTENZA ALLA CORROSIONE

3-4% CR AMBIENTI NON PARTICOLARMENTE CORROSIVI

12% CR ACCIAIO INOX (IN ITALIA)

10.5% CR ACCIAIO INOX (IN ALTRI PAESI)

IL CROMO E' UNIFORMEMENTE DISTRIBUITO COME ELEMENTO SOSTITUZIONALE
PASSIVAZIONE = VIENE AUTOCOSTRUITA UNA PELLICOLA DI OSSIDI MISTI $(Fe, CR)_2O_3$

RESISTENZA ALLA CORROSIONE (MIGLIAIARDI)	↑ TIPOLOGIE DI INOX	
	X105 CR NI 18+8	INOX AUSTENITICO (LAME DEI COLTELLI) ALTA RESISTENZA A TANGO
	X05 CR 13	INOX FERRITICO (LAVANDINI, CRISTELLO LAVATRICE, ...) MENO COSTOSI
	X35 CR 13	INOX MARTENSITICO

ACCIAI INOX PRODOTTI AL MONDO:

80% INOX AUSTENITICO (AUSTENITE STABILIZZATA)

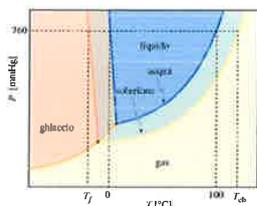
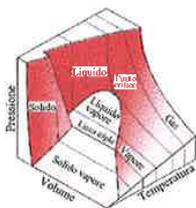
10-12% INOX FERRITICO

3-4% INOX MARTENSITICO

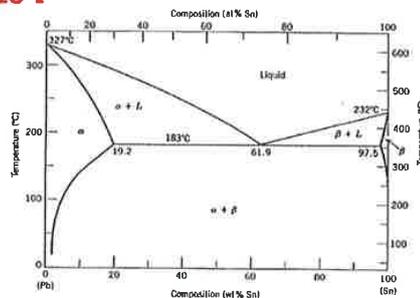
1-2% INOX PARTICOLARE



Esercitazione 2: DIAGRAMMI DI STATO



ESERCIZIO 1



Per una lega contenente 40% Sn e 60% Pb a 150°C:

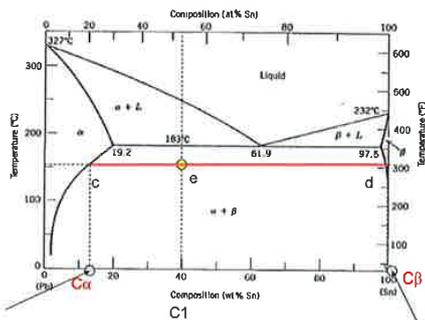
1. Quale fase/i sono presenti?
2. Quali sono le composizioni delle fasi?
3. Calcolare le quantità relative di ogni fase presente (percentuale in peso)

Soluzione:

1. Posizionare il punto sul diagramma. Si trova nella regione bifasica, quindi coesisteranno 2 fasi α e β .
2. Per individuare le composizioni delle fasi è necessario tracciare l'isoterma di interesse (vedere sulla figura)
3. Per calcolare le quantità relative si applica la regola della leva:

$$W_{\alpha} = (C_{\beta} - C_1) / (C_{\beta} - C_{\alpha}) = (99 - 40) / (99 - 11) = 0.67$$

$$W_{\beta} = (C_1 - C_{\alpha}) / (C_{\beta} - C_{\alpha}) = (40 - 11) / (99 - 11) = 0.33$$



Composizione α :
11% Sn - 89% Pb

Composizione β :
99% Sn - 1% Pb

T=200°C, lega 50% Sn

I. $V=C+n-f=2+1-2=1$

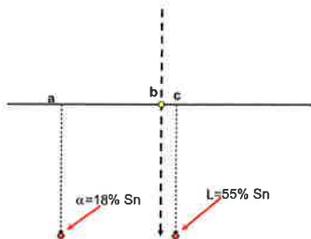
II. Fasi: $\alpha+L$

III. Composizione delle fasi: $\alpha=18\%$ Sn e 82% Pb; $L=55\%$ Sn e 45% Pb

IV. Quantità delle fasi:

$\% \alpha = (bc/ac)*100 = ((55-50)/(55-18))*100=14\%$

$\% L = (ab/ac)*100 = ((50-18)/(55-18))*100=86\%$



T=100°C, lega 50% Sn

I. $V=2+1-2=1$

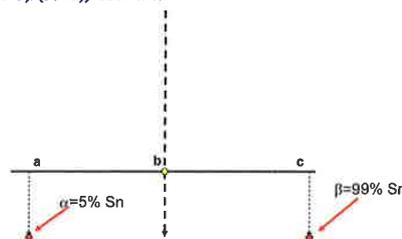
II. Fasi: $\alpha+\beta$

III. Composizione delle fasi: $\alpha=5\%$ Sn e 95% Pb; $\beta=99\%$ Sn e 1% Pb

IV. Quantità delle fasi:

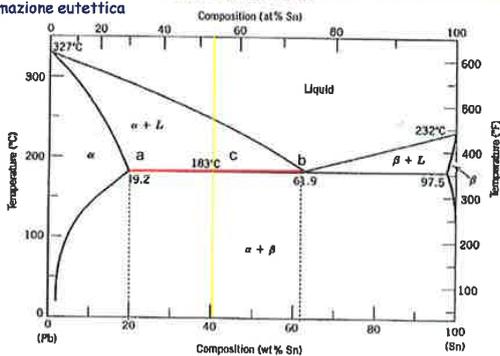
$\% \alpha = (bc/ac)*100 = ((99-50)/(99-5))*100=52\%$

$\% \beta = (ab/ac)*100 = ((50-5)/(99-5))*100=47\%$



ESERCIZIO 6:

considerare la solidificazione di una lega con il 40% di Sn, valutare le fasi presenti, la loro composizione e le loro quantità relative all'inizio e alla fine della trasformazione eutettica



Inizio trasformazione:

$\alpha+L$

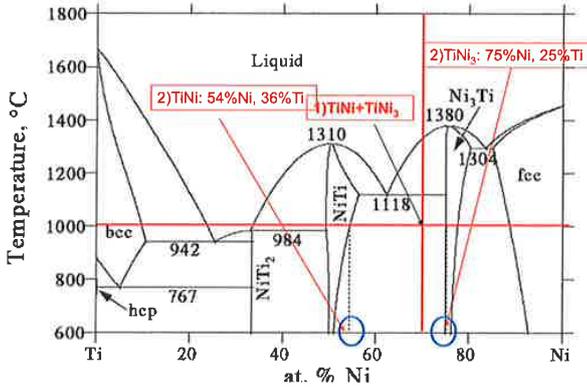
$\alpha=19.2\%$ Sn

$L=61.9\%$ Sn

$\% \alpha = (cb)/(ab) = ((61.9-40)/(61.9-19.2))*100=51\%$

$\% L = (ac)/(ab) = ((40-19.2)/(61.9-19.2))*100=49\%$

Considerare un liquido con il 70% di Ni che viene raffreddato a 1000°C:
 1) quali sono le fasi presenti? 2) Qual è la composizione di ciascuna fase?



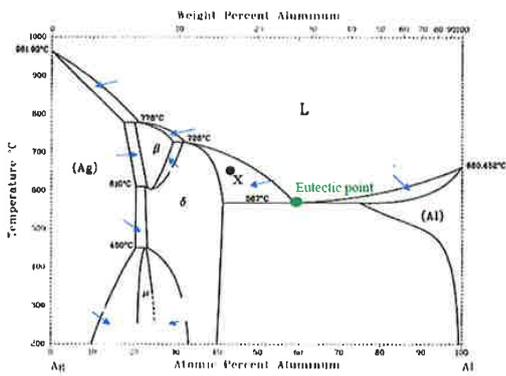
Qual è la quantità relativa di ciascuna fase?

Regola della leva:

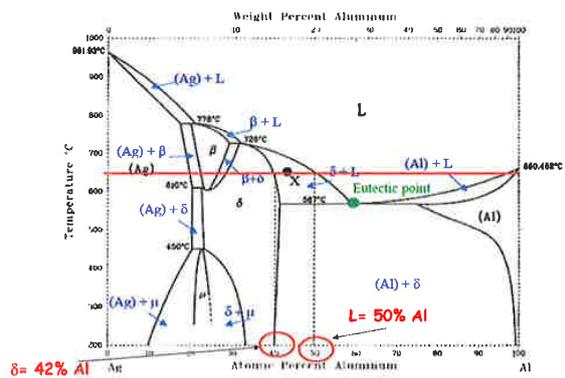
$$\%TiNi = \frac{C_{TiNi3} - C_0}{C_{TiNi3} - C_{TiNi}} = \frac{75 - 70}{75 - 54} * 100 = 24\%$$

$$\%TiNi_3 = \frac{C_0 - C_{TiNi}}{C_{TiNi3} - C_{TiNi}} = \frac{70 - 54}{75 - 54} * 100 = 76\%$$

ESERCIZIO 5: completare il diagramma



Considerare la lega contrassegnata con la X.
 Indicare la composizione delle fasi presenti.



ESERCIZIO 8:

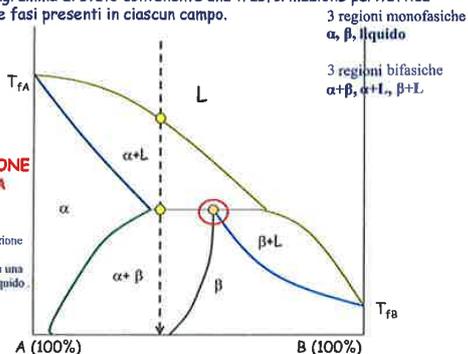
Tracciare un diagramma di stato contenente una trasformazione peritettica ed indicare le fasi presenti in ciascun campo.

- Liquidus
- Solidus
- Solvus

TRASFORMAZIONE PERITETTICA



Al riscaldamento, una soluzione solida β si trasforma, alla temperatura peritettica T_p , in una soluzione solida α e in un liquido.



3 regioni monofasiche
 α , β , L (liquido)

3 regioni bifasiche
 $\alpha+\beta$, $\alpha+L$, $\beta+L$

ESERCIZI DI CRISTALLOGRAFIA

Scrivere gli indici di Miller delle seguenti direzioni cristalografiche

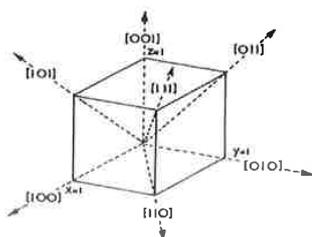
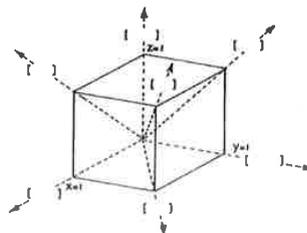
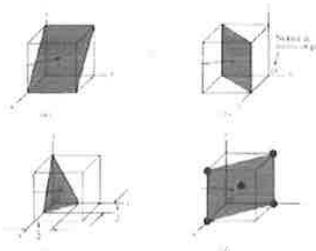


Fig. 3.10 Some important directions in a simple cubic cell.

Indicare gli indici di Miller dei seguenti piani



Es. 2

Un filo lungo 10 m,
con una sezione pari a 1mm^2 ,
viene sollecitato a trazione con una forza di 10 N.

Determinare: tensione, deformazione e l'allungamento nel caso di un filo di rame ($E= 110\text{ GPa}$) o di acciaio ($E= 210\text{ GPa}$)

→

$$\sigma = F/A = 10\text{ [N]}/1\text{ [mm}^2\text{]} = 10\text{ MPa}$$

Se il filo è di **rame** ($E= 110\text{ GPa}$) la deformazione elastica è:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad \text{cioè } \varepsilon = \sigma / E$$

$$\varepsilon = 10\text{ [MPa]}/110\text{ 000 [MPa]} = 0.00009 = 0.009\%$$

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 \quad \Delta l = \varepsilon \cdot l_0$$

L'allungamento totale su 10 m è'
 $0.00009 \times 10\text{ m} = 0.0009\text{ m} = 0.9\text{ mm}$

Se il filo è di **acciaio** ($E=210\text{ GPa}$):

$$\varepsilon = 10 / 210\text{ 000} = 0.000048$$

L' allungamento totale su 10 m è'

$$0.000048 \times 10\text{ m} = 0.00048\text{ m} = 0.48\text{ mm}$$

Siccome il modulo elastico dell'acciaio è' circa il doppio di quello del rame, la deformazione elastica, a parità' di condizioni, e' circa la metà'.

Es. 3

Un provino cilindrico di alluminio
con un diametro di 1 cm

nel corso di una prova a trazione ha dato luogo a valori di forza applicata significativi rispettivamente di
4600 N (snervamento),
8450 N (punto massimo) e
5700 N (rottura).

Alla rottura il provino presenta un diametro pari a un terzo di quello iniziale.

*Calcolare: carico di snervamento,
carico massimo,
carico apparente a rottura,
carico vero a rottura.*

Es. 5

Considerare una lega di Cu
con carico di snervamento pari a 275 MPa e
modulo elastico pari a 115 GPa e calcolare:

✓ La forza massima che può essere applicata in trazione
su di un campione di sezione 325 mm² senza avere
deformazione plastica

✓ La lunghezza massima alla quale può essere allungato a
trazione in campo elastico un campione di lunghezza
iniziale 115 mm

$$\sigma = 275 \text{ MPa} = F / 325 \text{ mm}^2$$

$$F = 89375 \text{ N}$$

$$(l - 115 \text{ mm}) / 115 \text{ mm} = 275 \text{ MPa} / 115000 \text{ MPa} = 0.00239$$

$$l = 115.27 \text{ mm}$$

Es. 6

Un provino di Al ($E = 69 \text{ GPa}$)
di sezione rettangolare (10 mm x 12.7 mm)
e di lunghezza 1000 mm
viene sollecitato a trazione in campo elastico con una
forza di 35500 N.

Calcolare l'allungamento subito dal provino.

$$\sigma = \epsilon E \quad \sigma = F/A$$

$$\sigma = 35500 \text{ N} / 127 \text{ mm}^2 = 279.5 \text{ MPa}$$

$$\epsilon = 279.5 / 69000 = 0.004$$

$$\Delta l = 0.004 \times 1000 \text{ mm} = 4 \text{ mm}$$

Es. 8

Un componente di lunghezza 100 mm viene sottoposto ad una forza di 1000N e deve presentare un allungamento massimo di 0,05 mm.

Calcolare il peso del componente realizzato in acciaio ($E=210 \text{ Gpa}$; densità= $7,8 \text{ g/cm}^3$) ed in Al ($E=70 \text{ Gpa}$; densità= $2,7 \text{ g/cm}^3$)

Acciaio:

$A= 10 \text{ mm}^2$

$Vol= 1 \text{ cm}^3$

Peso 7.8 g

Alluminio:

$A=30 \text{ mm}^2$

$Vol = 3 \text{ cm}^3$

Peso= 8.1 g

Es. 5

Una barra di Al lunga 10m viene raffreddata da 38 a -10°C.

Come cambia la sua lunghezza?

$\alpha=23,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$

ESERCIZI SULLE PROPRIETA' TERMICHE

• /

$$\sigma = E \cdot \varepsilon = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad \varepsilon = \alpha \cdot \Delta T = \sigma / E$$

con $\Delta T = T_{iniziale} - T_{finale}$

$$T_{max} = T_0 - \sigma / (E \cdot \alpha)$$

IN QUESTO CASO LA TENSIONE HA
SEGNO MENO PERCHE' E' IN COMPRESSIONE

$$T_{max} = 20^\circ C - \frac{-172 MPa}{100 GPa \cdot 20 \cdot 10^{-6} C^{-1}} = 20^\circ C + 86^\circ C = 106^\circ C$$

Es. 8

A quale T bisogna scaldare una barra cilindrica di W di $d = 10$ mm ed una piastra di acciaio inox con un foro di $d = 9.988$ mm per fare in modo che la barra assuma lo stesso diametro del foro?

$$T_{iniz} = 25^\circ C$$

$$\alpha(W) = 4.5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ C^{-1}$$

$$\alpha(\text{inox}) = 16 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ C^{-1}$$

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 = \alpha \cdot \Delta T$$

$$(d_f - d_0) / d_0 = \alpha (25^\circ C - T_f)$$

$$(d_{barra} - 10 \text{ mm}) / 10 \text{ mm} = \alpha_W (25^\circ C - T_f)$$

$$(d_{foro} - 9.988 \text{ mm}) / 9.988 \text{ mm} = \alpha_{inox} (25^\circ C - T_f)$$

$$d_{barra} = [10 \text{ mm} \cdot \alpha_W \cdot (25^\circ C - T_f)] + 10 \text{ mm}$$

$$d_{foro} = [9.988 \text{ mm} \cdot \alpha_{inox} \cdot (25^\circ C - T_f)] + 9.988 \text{ mm}$$

$$d_{barra} = d_{foro}$$

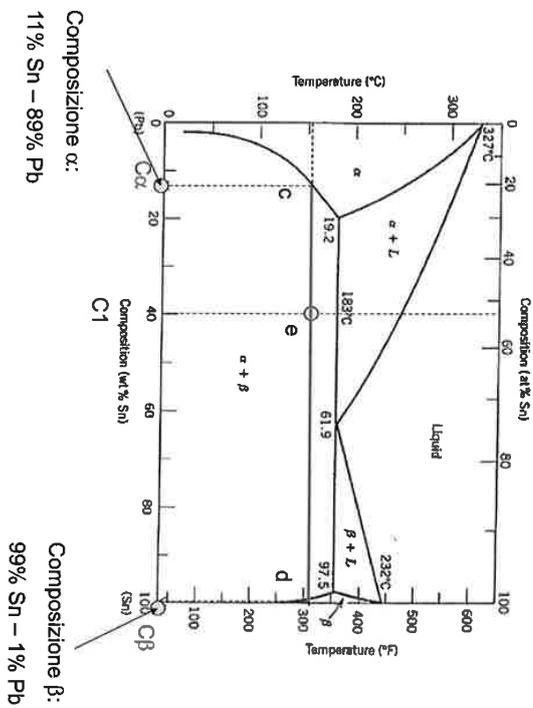
$$[10 \cdot 4.5 \cdot 10^{-6} \cdot (25 - T_f)] + 10 = [9.988 \cdot 16 \cdot 10^{-6} \cdot (25 - T_f)] + 9.988$$

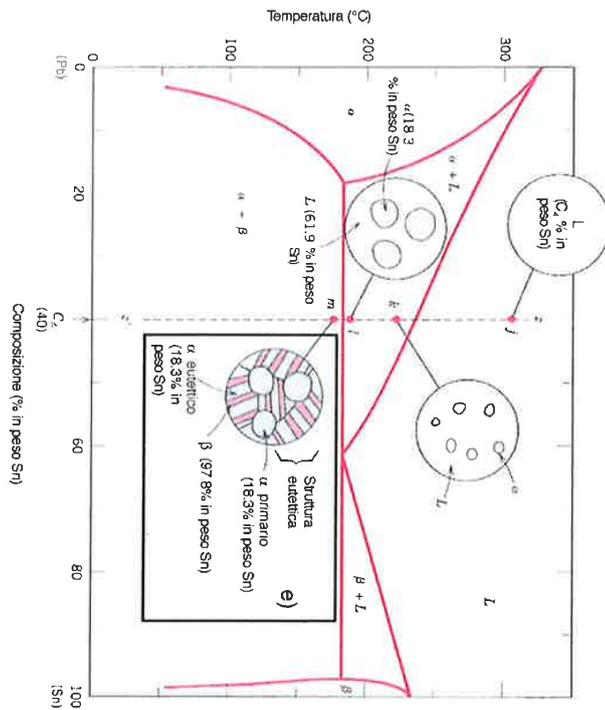
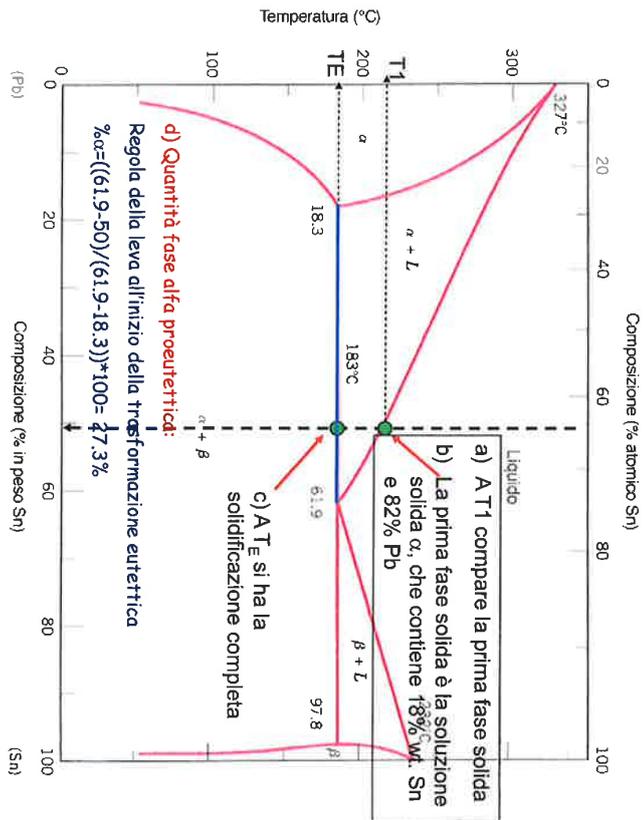
$$T_f = 129.5 \text{ } ^\circ C$$

- Soluzione:
1. Posizionare il punto sul diagramma. Si trova nella regione bifasica, quindi coesisteranno 2 fasi α e β .
 2. Per individuare le composizioni delle fasi è necessario tracciare l'isoterma di interesse (vedere sulla figura)
 3. Per calcolare le quantità relative si applica la regola della leva:

$$W_{\alpha} = (C_{\beta} - C_1) / (C_{\beta} - C_{\alpha}) = (99 - 40) / (99 - 11) = 0.67$$

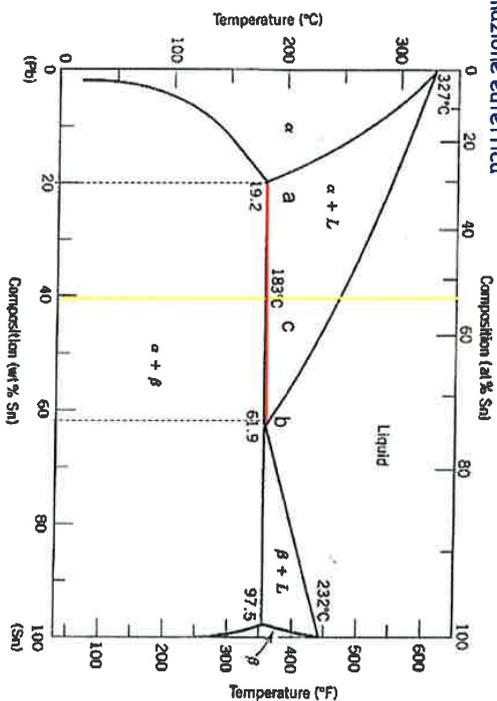
$$W_{\beta} = (C_1 - C_{\alpha}) / (C_{\beta} - C_{\alpha}) = (40 - 11) / (99 - 11) = 0.33$$





ESERCIZIO 6:

considerare la solidificazione di una lega con il 40% di Sn, valutare le fasi presenti, la loro composizione e le loro quantità relative all'inizio e alla fine della trasformazione eutettica



Inizio trasformazione:

$\alpha + L$

$\alpha = 19.2\% \text{ Sn}$

$L = 61.9\% \text{ Sn}$

$\% \alpha = (cb)/(ab) = ((61.9 - 40)/(61.9 - 19.2)) * 100 = 51\%$

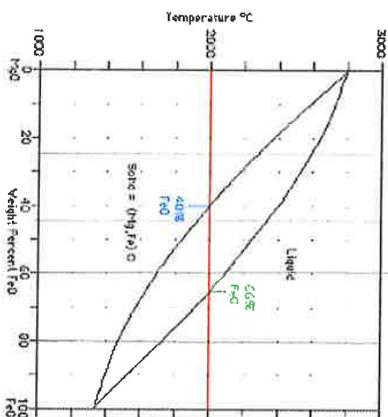
$\% L = (ac)/(ab) = ((40 - 19.2)/(61.9 - 19.2)) * 100 = 49\%$

ESERCIZIO 3

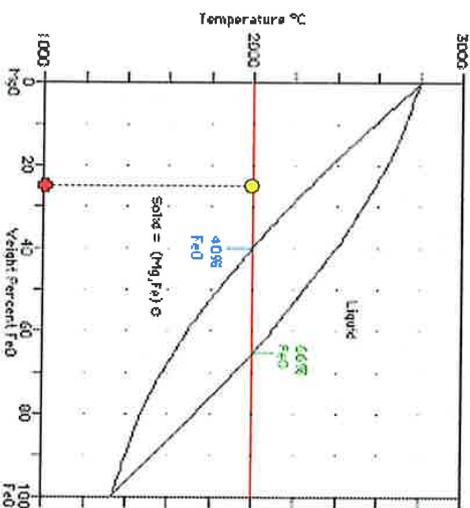
Diagramma di stato MgO-FeO

Determinare le fasi presenti, la composizione di ogni fase e la quantità relativa di ogni fase presente (%peso) a 2000 °C per le seguenti composizioni

- a) MgO - 25 wt% FeO
- b) MgO - 45 wt% FeO
- c) MgO - 60 wt% FeO
- d) MgO - 80 wt% FeO

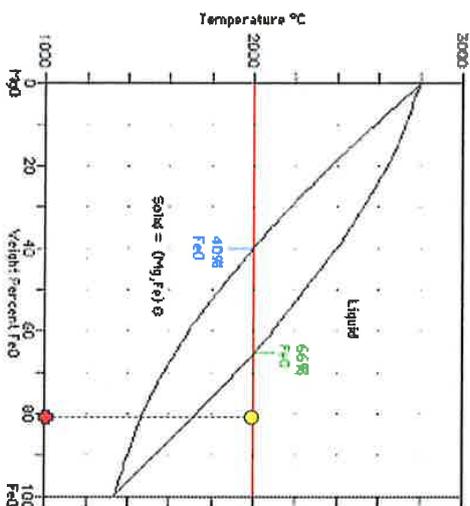


a) MgO - 25 wt% FeO



- I. Fasi: 1 fase:
soluzione solida
(Mg,Fe)O
- II. Composizione: 25%
FeO e 75% MgO
- III. Quantità: 100 %
soluzione solida

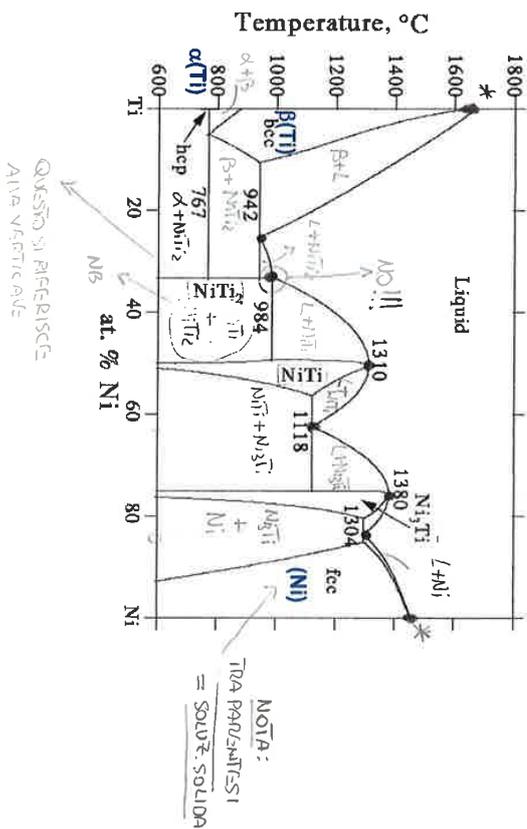
d) MgO - 80 wt% FeO



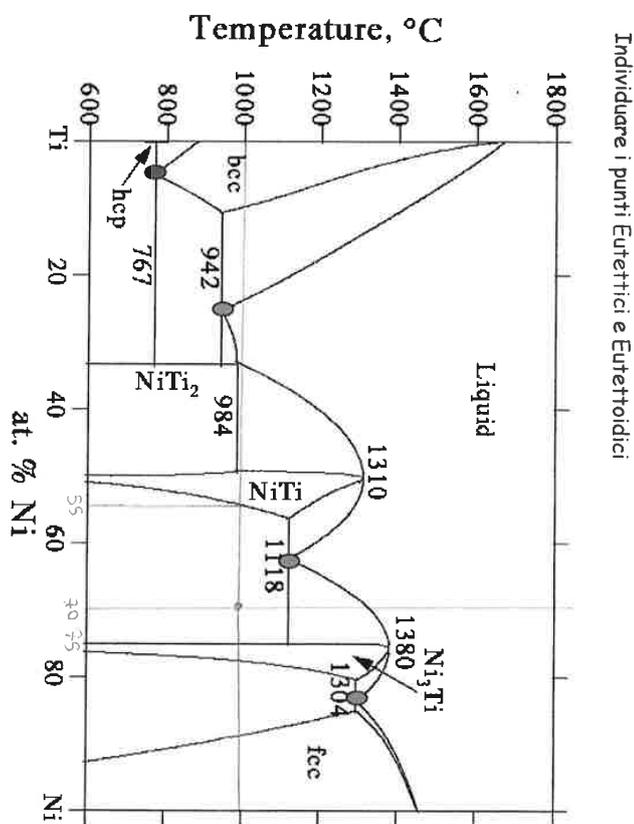
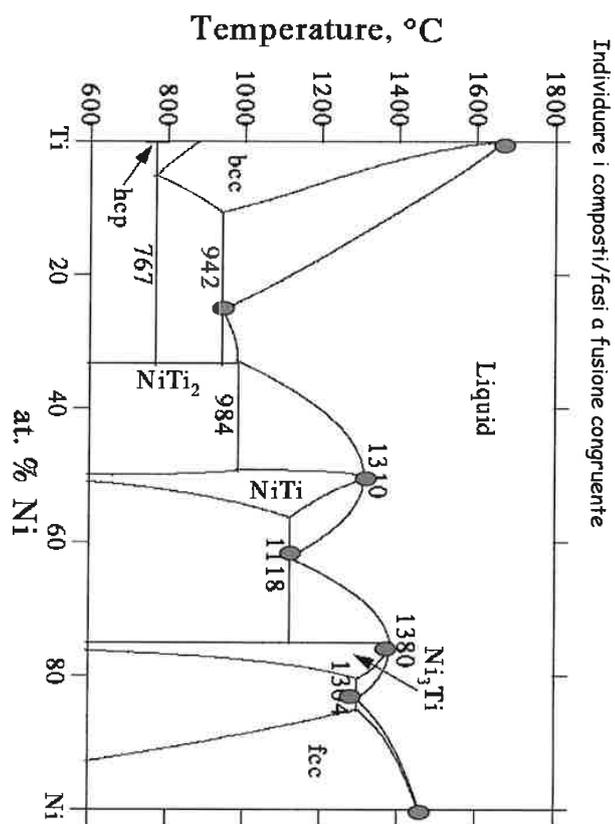
Fasi: 1 liquido
 Composizione della fase:
 80% FeO e 20%MgO
 Quantità della fase:
 100 % liquido,

ESERCIZIO 4

Diagramma di stato Ti-Ni

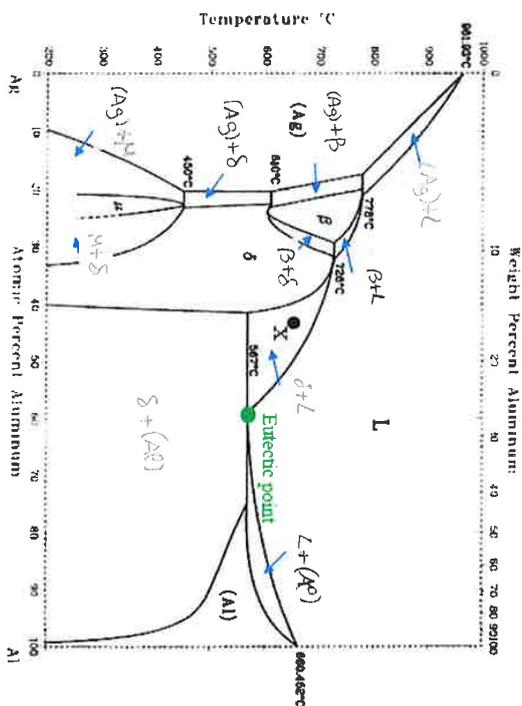


* A COLPO SICURO

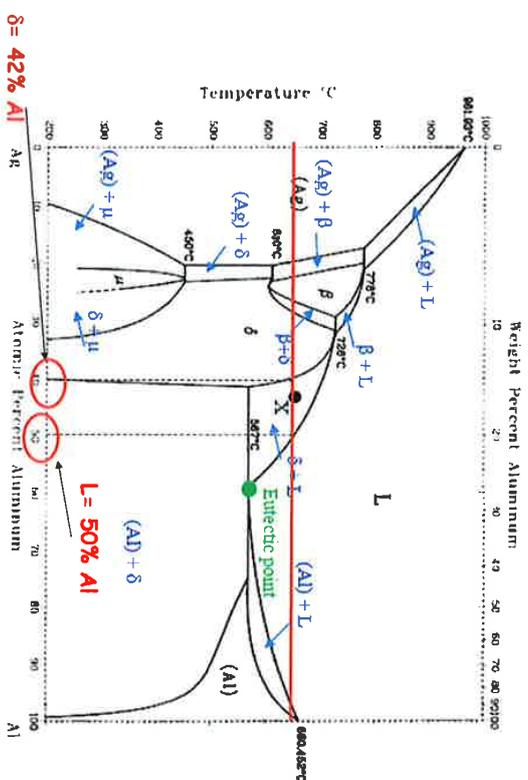


- 1) FASI = $NiTi + Ni_3Ti$
- 2) COMP. $NiTi = 55\% Ni - 45\% Ti$; COMP. $Ni_3Ti = 75\% Ni - 25\% Ti$
- 3) $\% NiTi = \frac{75-70}{75-55} \cdot 100 \approx 20\%$; $\% Ni_3Ti = \frac{70-55}{75-55} \cdot 100 \approx 76\%$

ESERCIZIO 5: completare il diagramma



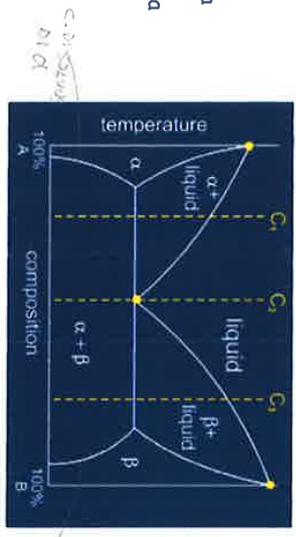
Considerare la lega contrassegnata con la X.
Indicare la composizione delle fasi presenti.



LA CURVA CHE CI DA' LA SOLUBILITA' E' LA C. DI SOLVUS:
 → INDICHERA' VERBALE LA C. DI SOLVUS DI A (PER LA SOLUBILITA' DI B)
 → LA SOLUBILITA' DI A

c. A quale temperatura si ha la massima solubilità di B in A?

1. Al punto di fusione di alfa
2. Al punto di fusione di beta
3. Alla temperatura eutrettica
4. Nessuna delle precedenti



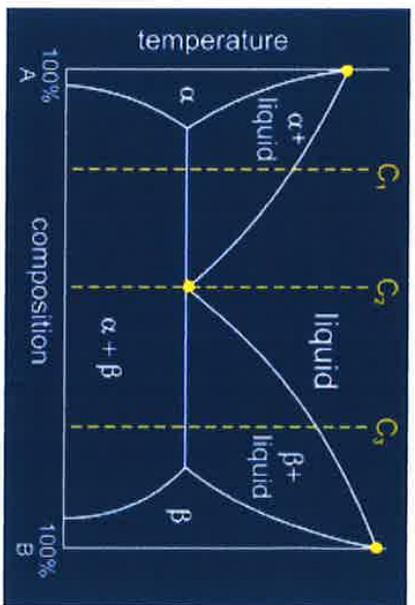
d. Qual è il massimo di solubilità nella soluzione solida alfa?

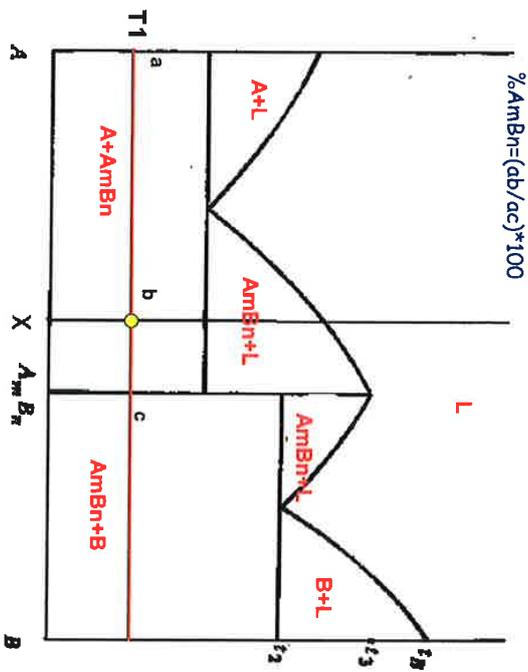
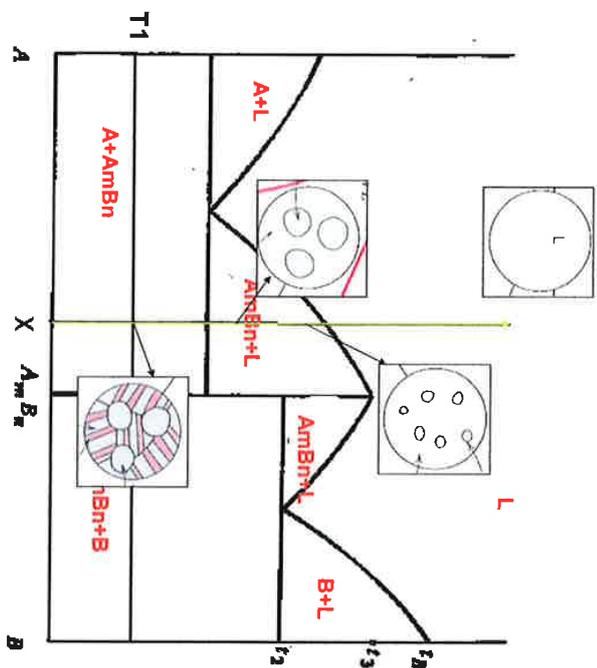
1. 50wt%A - 50wt%B
2. 90wt%A - 10wt%B
3. 10wt%A - 90wt%B
4. Nessuna delle precedenti

MAQU'INDICA CHE LA T. SI ALZA (E) IL TEMPERA' PIU' SOLUBITA' (COME SUCCESSO IN UNA
 CONDIZIONE PARTICOLARE DEL
 CALORE ALTAQUA LA T.
 ⇒ LA SOLUBILITA' AUMENTA)

e. Considerare una lega con composizione C1, appena al di sopra della temperatura eutrettica. Quali sono le fasi presenti?

1. Alfa e liquido
2. Alfa, beta e liquido
3. Beta e liquido
4. Alfa e beta





Temperatura T1 - regola della leva per la lega di composizione X
 $\%A = (bc/ac) \cdot 100$
 $\%AmBn = (ab/ac) \cdot 100$